

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ  
МЕЖГОСУДАРСТВЕННЫЙ КООРДИНАЦИОННЫЙ СОВЕТ ПО ФИЗИКЕ  
ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

ИНСТИТУТ ТЕХНИЧЕСКОЙ АКУСТИКИ  
НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

## **ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ**

**Материалы международного симпозиума**  
(Минск, 21-25 августа 2023 года)

Минск  
«ИВЦ Минфина»  
2023

УДК 620.22(082)  
ББК 30.3я43  
П27

Под редакцией члена-корреспондента НАН Беларуси В.В.Рубаника

П27 **Перспективные материалы и технологии:** материалы международного симпозиума (Минск, 21 - 25 августа 2023 г.) / под. ред. В.В.Рубаника. – Минск: ИВЦ Минфина, 2023. – 376 с.

ISBN 978-985-880-356-8.

В сборнике материалов международного симпозиума опубликованы результаты исследований в области перспективных конструкционных и функциональных материалов и практического применения этих материалов, технологий и устройств в промышленности, медицине и других областях науки и техники.

Сборник предназначен для широкого круга специалистов: научных работников, инженеров, а также преподавателей, аспирантов и студентов, специализирующихся в области материаловедения и физики конденсированного состояния

Тексты набраны с авторских оригиналов.

**УДК 620.22(082)**  
**ББК 30.3я43**

**ISBN 978-985-880-356-8**

© Институт технической акустики  
НАН Беларуси, 2023  
© Оформление.  
УП «ИВЦ Минфина», 2023

**ПОВЫШЕНИЕ ТЕТРАГОНАЛЬНО-МОНОКЛИННОЙ ТРАНСФОРМИРУЕМОСТИ  
КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ  $ZrO_2$ , КАК СПОСОБ ПЕРЕХОДА  
НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

**Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Жигачева Д.Г.,  
Васюков В.М., Овчинников П.Н.**

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,  
aadmitr@yandex.ru*

Циркониевая керамика, упрочненная оксидом алюминия (ATZ керамика), благодаря проявлению лучших свойств компонентов, обладает уникальным комплексом механических свойств, что в сочетании с высокой термической, химической и радиационной стойкостью, износостойкостью и биоинертностью обеспечивает ей широкую область практических приложений от химической до аэрокосмической промышленности и от машиностроения до медицины. Исследования последнего десятилетия наметили пути преодоления двух основных недостатков ATZ керамики – низкотемпературной деградации и хрупкого поведения при комнатных и пониженных температурах [1,2].

Представленная работа была нацелена на выявление причин появления неупругой деформации (в процессе одноосного сжатия) при комнатных температурах ATZ керамики, содержащей специальные добавки (диоксид кремния).

Установлен интервал концентраций диоксида кремния (2-4 мол.%) в ATZ керамике, вызывающий не только повышение предела прочности на сжатие (на 20 %), но и обеспечивающий полуторакратное увеличение предельной деформации. Остаточная деформация при этом может достигать 0,25 %. Анализ зависимостей предела упругости, предела прочности и предельной деформации (одноосное сжатие) ATZ+SiO<sub>2</sub> керамики от скорости деформации в сочетании с микроструктурным анализом (до и после деформации) позволили исключить из рассмотрения дислокационную подвижность, зернограничную диффузию и зернограничное проскальзывание при рассмотрении возможных механизмов наблюдаемой неупругой деформации при комнатных температурах. Анализ фазового состава (методом рентгеновской дифрактометрии) ATZ+SiO<sub>2</sub> керамик на разных стадиях деформирования (до деформации, перед стадией текучести, перед разрушением и после разрушения) позволил однозначно связать проявление пластичности (неупругую деформацию) с механоиндуцированными тетрагонально-моноклинными фазовыми превращениями диоксида циркония. Таким образом, показано, что роль добавки SiO<sub>2</sub> к ATZ керамике (обеспечивающая последней запас пластичности) заключается в повышении тетрагонально-моноклинной трансформируемости ZrO<sub>2</sub>.

**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.**

**СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:**

1. Chevalier J., Liens A., Reveron H., Zhang F., Reynaud P., Douillard T., Preiss L., Sergo V., Lughì V., Swain M., Courtois N. Forty years after the promise of «ceramic steel?»: Zirconia-based composites with a metal-like mechanical behavior // J. Am. Ceram. Soc. 2020. V. 103. P. 1482–1513.

2. Dmitrievskiy A.A., Zhigacheva D.G., Vasyukov V.M. and Ovchinnikov P.N., Low-temperature degradation resistance and plastic deformation of ATZ ceramics stabilized by CaO // Journal of Physics: Conference Series. 2021. V. 2103. P. 012075.

## МЕТОД РЕГИСТРАЦИИ ВТОРИЧНО-ЭЛЕКТРОННЫХ СПЕКТРОВ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ И ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Шулепов И.А.<sup>1</sup>, Мироява Е.С.<sup>1</sup>, Буякова С.П.<sup>1</sup>, Ботаева Л.Б.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники  
botaevalb@gmail.com

С целью повышения информативности и точности результатов исследований был предложен метод регистрации вторично-электронных спектров, в интегральном виде  $N(E)$ , при использовании оже-спектрометра 09-ИОС-10 (Россия). Метод позволяет повысить энергетическое разрешение спектрометра. Возможности метода продемонстрированы на примере экспериментальных исследований карбида циркония и стали X17AГ18.

Целью данной работы является: 1 - рассмотрение метода, который позволяет регистрировать вторично-электронные спектры в виде  $N(E)$  с высоким разрешением по энергии, с минимальным фоном и без искажений; 2 - проведение сравнения результатов регистрации вторично-электронных спектров в виде  $N(E)$  при исследовании одних и тех же образцов предложенным методом и на оже-микросонде с полевой эмиссией JAMP-9510F; 3 – Пример исследования карбида циркония и сплава Ti-6Al-4V.

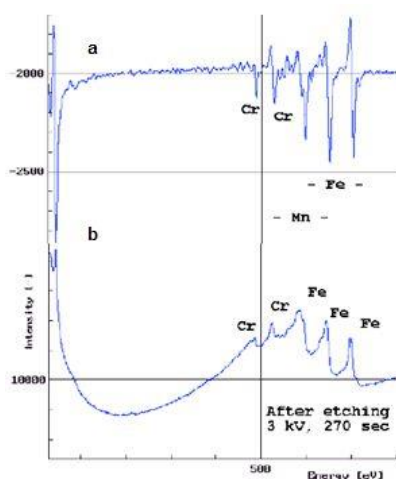


Рисунок 1 – Оже-спектры стали X17ФГ18 в виде: а –  $dN(E)/d(E)$  и б –  $N(E)$  полученные на оже-микросонде JAMP-9510F.

Рис. 2а демонстрирует, что оже-спектры от одних и тех же образцов стали в виде  $dN(E)/dE$  зарегистрированные на 09-ИОС-10 (линия 1) и на JAMP-9510F (линия 2) идентичны. На рис. 2б представлены экспериментальные оже-спектры в виде  $N(E)$  зарегистрированные на 09-ИОС-10 (линия 1) и на JAMP-9510F (линия 2). Спектры, линия 2, получены восстановлением спектров из рис. 1б, с использованием метода Ширли. Видно, что оже-спектры, линия 1, имеют лучшее разрешение, чем оже-спектры, линия 2.

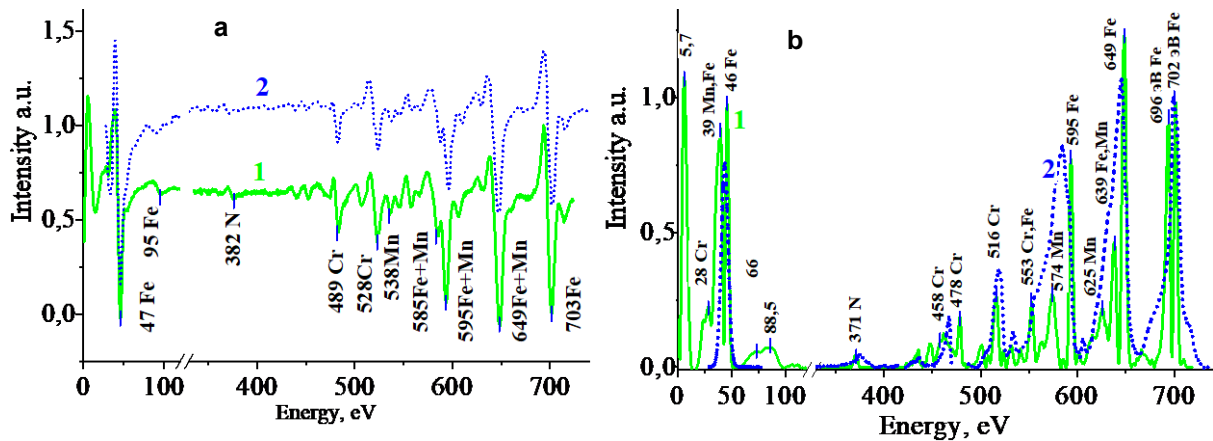


Рисунок 2 – Оже-спектры стали X17ФГ18 в виде: а –  $dN(E)/dE$  и б –  $N(E)$  полученные на: 1 – оже-спектрометре 09ИОС-10; 2 – оже-микросзонде JAMP-9510F.

На рисунке 2 представлены экспериментальные оже-спектры Zr (линия 1) и ZrC спечённого при  $1000^{\circ}\text{C}$  (линия 2). Анализ электронных спектров (рис. 3а) показывает, что атомы углерода в карбиде циркония значительно изменяют форму электронных спектров циркония, что выражается в изменении соотношения интенсивности основного оже-пика  $147\text{эВ}$  к другим пикам оже-переходов Zr. Это происходит, скорее всего, из-за того, что электроны углерода в карбиде циркония переходят на 3s, 3p уровни (с меньшей энергией связи) и появляется возможность межатомных оже-переходов. Авторы [1] исследовали методом оже-спектроскопии порошок ZrC. На рисунке 2с, на вставке видно, что по форме экспериментальный спектр углерода в ZrC (линия 1 вставки) близок, а расчетный спектр (линия 3 вставки) полностью совпадает с экспериментальным спектром, полученным в данной работе.

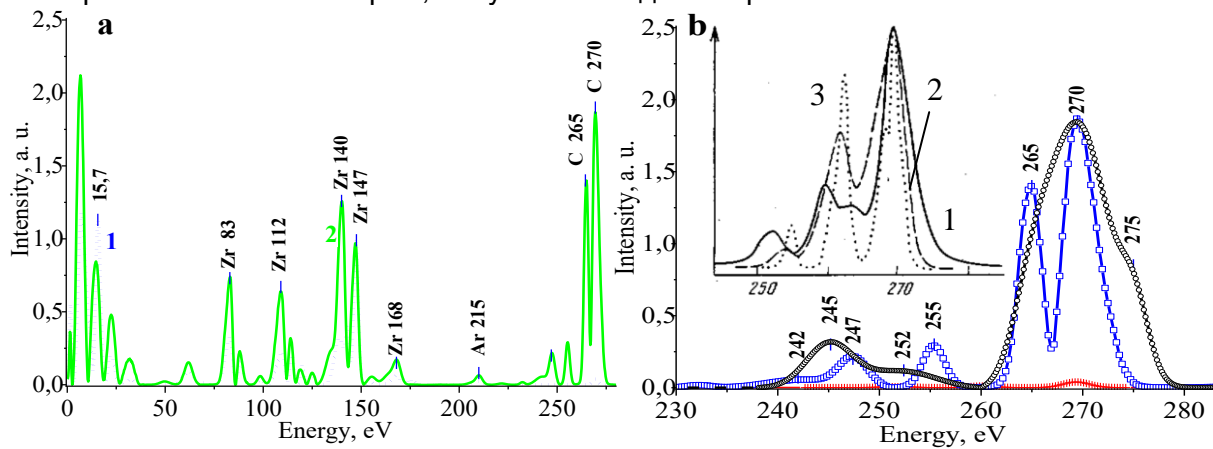


Рисунок 3 – Оже-спектры: а) от Zr, линия 1 и ZrC, линии 2; б), оже-спектры KVV углерода  $\varphi$  – графит,  $\gamma$  – ZrC, + – Zr, (вставка из [1], линия 1 – экспериментальный оже-спектр, 2 – самосвертка фотоэлектронного спектра валентной полосы и экспериментального оже-спектра, 3 – самосвертка экспериментального оже-спектра с совмещенной по pp-пику полной ПЭС).

С применением метода регистрации электронных спектров в виде  $N(E)$  были исследованы образцы исходного сплава Ti-6Al-4V и подвергнутого поперечно винтовой прокатке (ПВП) при  $1000^{\circ}\text{C}$ . Зависимости от угла выхода вторичных электронов (рис. 4) из поверхности сплава определялись из спектров электронов дискретно рассеянных на плазмонах, регистрируемых при приближении образца из фокуса к анализатору, уменьшая расстояние до него с 12 до 4 мм (шаг регистрации составлял  $0,1\pm 0,3\text{мм}$ ). При этом изменение угла регистрации составило 22 градуса.

Из сопоставления результатов следует, что происходит трансформация линий спектров, характеризующих потери энергии на объёмных и поверхностных плазмонах, в деформированном образце, по сравнению с исходным. Следует отметить, что

интенсивность рассеяния на поверхностных плазмонах (пик 1) от деформированного образца больше по сравнению с исходным. Таким образом, можно сделать вывод, что при деформации происходит перестроение энергетических уровней электронов. Это связано с тем, что ПВП создает в зонах кривизны решетки множество межузельных мезоскопических структурных состояний, по которым частицы перемещаются с большими скоростями. Представленная на рис. 4 зависимость изменения электронных спектров от угла выхода из поверхности демонстрирует то, что в исходном сплаве электронная структура однородная, а ПВП создает неоднородную структуру.

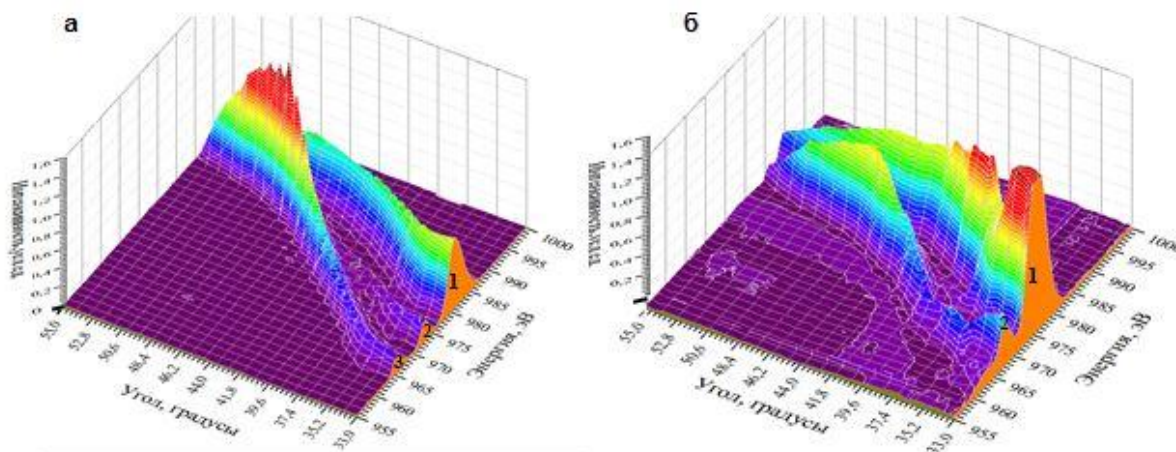


Рисунок 4 – Спектры упруго и дискретно рассеянных электронов в зависимости от угла из поверхности сплава ВТ6: а – исходное состояние, б – подвергнутому поперечно-винтовой прокатке при 1000 °С. Энергия первичных электронов 980эВ

Из представленных результатов следует, что разработан метод, позволяющий регистрировать спектры вторичных электронов в виде  $N(E)$  с высоким разрешением, используя оже-спектрометр, что позволяет расширить аналитические возможности.

**Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009**

**ЛИТЕРАТУРА:**

1. Шульга Ю.М., Рубцов В.И., Бородько Ю.Г. Оже-электронная эмиссия от неметаллических атомов карбидов и нитридов Zr и Nb. // Поверхность, 1987, №8. – с. 43-50.

## ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 5XB2C, ПОДВЕРГНУТОЙ КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Куис Д.В.<sup>1</sup>, Степанкин И.Н.<sup>2</sup>, Лежнев С.Н.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Беларусь

<sup>2</sup>ГПО «Белоруснефть», г. Гомель, Беларусь

<sup>3</sup>НАО «Рудненский индустриальный институт», г. Рудный, Казахстан

E-mail: Sergey\_legnev@mail.ru

Несмотря на бурное развитие металлургических процессов производства полуфабрикатов, направленных на совершенствование режимов выплавки, разлива и кристаллизации, существенное улучшение свойств любого литого металла, обеспечивающее его широкое применение в современном машиностроении, достигается путем комбинированной термомеханической обработки заготовок, совмещающей горячую обработку давлением и термообработку. Основными аргументами применения комбинированной термомеханической обработки являются: придание металлу необходимой формы и размеров по возможности ближе к конфигурации и размерам детали с наименьшими трудозатратами; устранение дефектов литой структуры; повышение качества металла преобразованием литой структуры в деформированную; распределение свойств металла в объеме поковки и заготовки по закону, удовлетворяющему эксплуатации данной детали на стадии изготовления пластическим деформированием и термической обработки.

Применяемые в настоящее время большинством машиностроительными производителями технологии и оборудование давно морально устарели и малоэффективны. Общей проблемой для всех является высокая энергоемкость производства, низкая его производительность и качество выпускаемых поволоков и заготовок, оставляющее желать лучшего. А именно поволоки и заготовки, являются исходными материалами для изготовления высококачественного инструмента и технологической оснастки на предприятиях горно-металлургического машиностроения.

Поэтому целью данных исследований является создание энергоэффективной технологии термомеханической обработки, включающей горячую обработку давлением и последующую термическую обработку заготовок из экономнолегированных сталей различного назначения для горно-металлургического машиностроения, в частности стали 5XB2C, и исследование ее влияния на эволюцию микроструктуры данной марки стали.

На первом этапе данных исследований была разработана и исследована новая технология ковки заготовок в инструменте, реализующем в металле знакопеременные деформации [1-2].

На втором этапе нами были предложены следующие режимы термической и термохимической обработки стали 5XB2C, ранее подвергнутой ковке в инструменте, реализующем в металле знакопеременные деформации:

1) Термическая обработка: закалка от температуры 880°C в масле с последующим отпуском при температуре 200°C (1-й режим) и 500°C (2-й режим).

2) Термохимическая обработка:

2.1) цементация в твердом карбюризаторе (920 °C, 8 и 12 часов) + закалка от температуры 880°C в масле с последующим отпуском при температуре 200°C;

2.2) нитроцементация в твердом карбюризаторе модифицированном карбамидом (880 °C, 6 и 8 часов) + закалка от температуры 880°C в масле с последующим отпуском при температуре 200°C.

Именно второму этапу исследований и посвящена данная работа. Хочется отметить, что для проведения сравнительного анализа параллельно с проведением термической и термохимической обработки стали 5XB2C, ранее подвергнутой ковке в инструменте, реализующем в металле знакопеременные деформации, по аналогичным режимам была проведена термическая и термохимическая обработка стали 5XB2C, подвергнутой отжигу при температуре 700°C с выдержкой 40 минут.

Экспериментальные исследования проводили на лабораторной базе Рудненского индустриального института (Казахстан) и Белорусского государственного технологического университета (Беларусь). Для нагрева образцов использовали муфельные печи SNOL 30/1300 LSF01. Нагрев не подвергаемых упрочнению образцов, осуществляли в контейнерах с чугунной стружкой и герметичным затвором между крышкой и корпусом. Замок засыпали мелкозернистым кварцевым песком. При проведении закалки контейнер извлекали из печи и сразу после открытия образцы на подвеске извлекали из стружки и помещали в закалочное масло. При проведении упрочняющей обработки, осуществляемой до закалки, реализовали два варианта. По первому проводили науглероживание в контейнерах с модифицированным углекислым барьером древесным углем. После его окончания контейнеры охлаждали вместе с печью, а затем проводили нагрев под закалку в контейнере с чугунной стружкой. По второму варианту высокотемпературную нитроцементацию проводили в контейнере с древесным углем, модифицированным мочевиной. Поскольку температура насыщения совпадала с температурой нагрева под закалку, то ее проведение осуществляли путем непосредственного извлечения подвески с образцами из контейнера с углем и погружения в закалочное масло. Во всех случаях в качестве закалочной среды использовали полимерную композицию «ТЕРМОВИТ-М».

Таким образом, для проведения металлографических исследований стали 5XB2C была получена серия образцов, подвергнутых термической и термохимической обработке на различных режимах.

Для изучения микроструктуры из всех образцов на отрезном станке для влажной абразивной резки BRILLANT 230 ATM были вырезаны темплеты и подготовлены микрошлифы на полировально-шлифовальном станке SAPFIR 520. Для выявления микроструктуры использовался универсальный для железоуглеродистых сплавов травитель: 4 % HNO<sub>3</sub> в этиловом спирте.

Анализ эволюции микроструктуры был проведен с применением металлографического комплекса, включающего световой микроскоп МИ-1, цифровую камеру Nikon Colorpix-4300 с фотоадаптером.

Результаты исследования микроструктуры исходных образцов полученных ковкой в инструменте, реализующем в металле знакопеременные деформации, показывают доэвтектоидную структуру с присутствием текстурированности в направлении протяжки заготовки, выраженной наличием вытянутых светлых зон на поверхности микрошлифа. В то время как образцы, не подвергнутые ковке, направленности структуры не имеют.

Сравнительный анализ микроструктуры исходных образцов показал положительное влияниековки в инструменте, реализующем в металле знакопеременные деформации, которое выразилось в измельчении и большей равномерности структурных составляющих, что таким же образом отразилось и на структурном состоянии образцов, подвергнутых упрочняющей термической и термохимической обработке, что в свою очередь должно положительно сказаться и на комплексе их механических свойств. Это обусловлено тем, что измельчение и более равномерное распределение структурных составляющих по сечению кованой заготовки улучшает динамику фазовых превращений при последующей термической обработке.

Анализ результатов исследования микроструктуры образцов стали 5XB2C после термохимического упрочнения показывает, что на поверхности образуются диффузионные слои, состоящие из заэвтектоидной зоны постепенно переходящей к основе.

Исследованиями установлено, что длительность термодиффузионного насыщения незначительно повлияла на общую глубину модифицированного слоя. При этом цементация обеспечила диффузию на несколько большую глубину чем нитроцементация. Толщина модифицированных слоев составила до 1,5 мм после цементации, до 0,6 мм после нитроцементации.



Отдельного внимания заслуживают морфологические признаки перераспределения имплантируемых атомов углерода в образцах, цементация которых длилась 8 часов. Для обеих партий образцов как для отожжённых, так и для подвергнутых ковке, заметно выраженная локализация карбидных включений по границам зерен. При этом структура карбидной фазы сохраняет обособленную разрозненность отдельных зерен, редко отличающихся от глобулярной формы. Сплошная сетка практически не образуется. Похожая морфология выявляется и после проведения высокотемпературной нитроцементации в течение 8-ми часов. При этом увеличение выдержки при цементации до 12-ти часов снижает уровень погранично-зеренной ликвации. Объем карбидной фазы распределен более равномерно на одном и том же расстоянии от поверхности и убывает по мере углубления. В образцах подвергнутых нитроцементации обратная ситуация – более равномерную структуру имеет слой, сформированный при 6-ти часовом упрочнении. При этом основные структурные составляющие – зерна твердого раствора, отличаются признаками, которые присущи предварительной обработке.

**Вывод:** Сравнительный анализ микроструктуры образцов, подвергнутых новым режимам комбинированной термомеханической обработки, показал, что разработанные технологии способствовали качественному улучшению микроструктуры по сравнению с образцами, не подвергнутыми предварительной ковке в новом кузнечном инструменте, реализующем в металле знакопеременные деформации. Это выразилось в получении более мелкозернистой и равномерной структуры, как в поверхностном слое, так и в основе материала (центральная часть и промежуточная). При этом толщина модифицированных слоев составила до 1,5 мм после цементации, до 0,6 мм после нитроцементации.

**Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (Грант № AP09259236).**

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:**

1. Патент на полезную модель Республики Казахстан №5700. Инструмент для протяжки заготовок. Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е., Панин Е.А., Волокитин А.В., 2020. Бюл.52.
2. Лежнев С.Н., Найзабеков А.Б., Волокитина И.Е., Панин Е.А., Куис Д.В. Влияниековки в бойках новой конструкции, реализующих знакопеременные деформации, на структуру и механические свойства стали 5ХВ2С./ Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2022. Том 9, №1. - С. 9-13

## **ОСОБЕННОСТИ РАБОТЫ ПРИВОДА НА ОСНОВЕ СЭПФ TiNi В НЕПОЛНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ**

**Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н.**

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия  
E-mail: alekspb@list.ru*

Одним из вариантов применения сплавов с эффектом памяти формы (СЭПФ) является использование их в качестве материала рабочего тела приводов, двигателей и других устройств многократного действия, преобразующих тепловую энергию в механическую. Известно, что сплавы с памятью формы способны развивать большие усилия и совершать работу против внешних сил в процессе реализации эффекта памяти формы при нагревании. Рабочий цикл приводов из СЭПФ представляет собой циклическое повторение “деформирование рабочего тела при охлаждении и совершение полезной работы при его нагреве”. Самыми распространёнными среди СЭПФ являются сплавы на основе TiNi, которые отличаются высокими значениями обратимой деформации, развиваемых усилий, высокой коррозионной стойкостью и прочностью. Однако при многократных теплосменах в сплавах на основе TiNi наблюдается значительное изменение параметров эффектов памяти формы, температур их проявления, а также наблюдается накопление необратимой деформации. Такие изменения нежелательны, так как приводят к изменению геометрических и силовых характеристик рабочего тела двигателя и, следовательно, снижают его эксплуатационный ресурс. Для того чтобы продлить ресурс привода необходимо выбирать оптимальные параметры его эксплуатации: температурные режимы и деформационно-силовые параметры. Целью данной работы было исследование влияния относительного положения температурного интервала эксплуатации привода по отношению к температурам мартенситных превращений на величины эффекта памяти формы, реактивных напряжений и совершенной работы при многократном срабатывании привода.

Объектом исследования выбраны цилиндрические образцы из сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>, которые испытывали в режиме кручения. Крутящий момент создавали маятниковым динамометром. Подробная схема установки представлена в [1]. Эффективная жёсткость (K) системы для всех экспериментов была равна 8 ГПа, ранее установлено, что данная жёсткость обеспечивает максимальную работоспособность привода. Для инициирования эффекта памяти формы образцы сплава TiNi предварительно деформировали до 7% при комнатной температуре в мартенситном состоянии и затем разгружали. После разгрузки первый образец подвергли 15 термоциклам в интервале температур 450 ÷ 300 К. По полученным зависимостям деформации и напряжения от температуры получили зависимости величин реактивных напряжений, обратимой деформации, необратимой деформации, совершаемой работы и температур мартенситных превращений от номера термоцикла. В первом рабочем цикле величина произведённой работы была равна 1.4 МДж/м<sup>3</sup>. Вычислив 0.5 доли совершаемой работы в первом цикле (0.7 МДж/м<sup>3</sup>), определили температурные интервалы, термоциклирование в которых обеспечило бы желаемую совершаемую работы в первом цикле. При этом меняли относительное положение интервала термоциклирования, сдвигая температурный интервал эксплуатации относительно температур начала прямого и обратного мартенситного превращения. Затем образцы сплава после предварительного деформирования до 7% подвергли термоциклированию в этих интервалах.

Установлено, что изменение положения реализуемого температурного интервала превращения позволяет значительно влиять на зависимости величин реактивных напряжений, обратимой деформации, необратимой деформации, совершаемой работы и температур мартенситных превращений от номера термоцикла. Показано, что сдвиг температурного диапазона термоциклирования в сторону более высоких температур дальше от температуры M<sub>k</sub> снижает накопление

пластической деформации и повышает стабильность привода на основе NiTi за счет исключения последней четверти прямого превращения при термоциклировании. Нагрев выше температуры  $A_k$  увеличивает накопление пластической деформации из-за разупрочнения сплава, что ухудшает стабильность параметров привода.

Для получения стабильной работоспособности привода сплав NiTi должен подвергаться термоциклированию в интервале от 410 до 324К.

**Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20021 (<https://rscf.ru/project/22-29-20021/>) и гранта Санкт-Петербургского научного фонда в соответствии с соглашением № 40/2022 от «14» апреля 2022 г.**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sibirev A., Belyaev S., Resnina N. The influence of counter-body stiffness on working parameters of NiTi actuator // Sensors and Actuators A: Physical. 2021. № 112568 (319).

**ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОМПОЗИТОВ С  
ПРОИЗВОДСТВЕННЫМИ ОТКЛОНЕНИЯМИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ  
ПОВРЕЖДЕНИЯМИ**

**Дедова Д.В.<sup>1</sup>, Мартиросов М.И.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Корпорация «Иркут», г. Москва, Россия,*

<sup>2</sup>*Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия  
E-mail: darina.dedova98@gmail.com*

Среди конструкционных материалов, используемых в настоящее время в авиационной технике (АТ), большое распространение приобрели полимерные композиционные материалы (ПКМ), например, углепластики, которые обладают определенными преимуществами по сравнению с традиционными металлическими материалами конструкционного назначения. Среди таких преимуществ можно отметить сравнительно малую плотность, высокие удельные прочность и жесткость, высокую износостойкость, сопротивление усталости, малый коэффициент температурного расширения, стойкость к химическим агрессивным средам, демпфирующую способность и др.

Подтверждены и некоторые отрицательные свойства ПКМ, среди которых, в частности, можно назвать повышенную чувствительность к производственным и технологическим отклонениям при изготовлении и сборочно-монтажных работах, а также появление повреждений (дефектов) при эксплуатации под действием нагрузок различного характера, например, ударных, импульсных и проч.

Действующими Авиационными Правилами установлены требования к прочности и деформациям АТ для всех режимов эксплуатации, которые не зависят от применяемого конструкционного материала авиационного назначения (металл или ПКМ):

- конструкция должна выдерживать эксплуатационные нагрузки без появления опасных остаточных деформаций;
- конструкция должна выдерживать расчетные нагрузки без разрушения в течение трех секунд (не менее).

В настоящее время объем применения ПКМ в элементах конструкций АТ служит одним из важных показателей их технического совершенства.

Кроме того, ПКМ широко используются в качестве несущих слоев (обшивок) трехслойных панелей, применяемых при создании АТ. Такие панели приобрели распространение благодаря малому весу, высокой удельной прочности, устойчивости при сжатии, значительной жесткости на изгиб, хорошим тепло- и звукоизоляционным свойствам, высокой технологичности и возможности полной автоматизации процесса изготовления, хорошей эксплуатационной надежности, высоким сопротивлением акустическим воздействиям, качеством формы и поверхности.

Трехслойные панели представляют собой конструкцию, состоящую из двух тонких прочных внешних слоев, связанных между собой слоем заполнителя, разделяющего внешние несущие слои.

Для конструкций с заполнителем при действии внешних нагрузок характерна совместная работа всех составных элементов слоистого пакета. Заполнитель воспринимает поперечное сжатие и поперечный сдвиг и предохраняет достаточно тонкие несущие слои (из ПКМ) от местной потери устойчивости, обеспечивая их совместную работу и высокую жесткость. Несущие слои воспринимают продольное растяжение, сжатие, изгиб и поперечный сдвиг в своей плоскости и предохраняют от внешних воздействий заполнитель.

В работе проводится численное исследование поведения плоских и цилиндрических трехслойных панелей при наличии множественных произвольно расположенных межслоевых повреждений типа расслоений, вызванных нарушением адгезионных связей между монослоями, различной формы и размеров под действием

динамических нагрузок различной природы. Границы повреждений аппроксимируются набором прямых. В частных случаях рассматриваются повреждения эллиптической, круговой и прямоугольной формы. Считается, что повреждения располагаются между монослоями обшивки и между обшивкой и наполнителем слоистого пакета.

Рассматриваются следующие варианты используемых материалов монослоя: клеевые препреги марки КМКУ-2м.120.Р-2009 (углеродная ткань Р-2009 фирмы «Porsher» Арт.2009 и клеевая композиция), КМКУ-2м.120.Р-4510 (углеродная лента Р-4510 фирмы «Porsher» Арт.4510 и клеевая композиция), а также клеевые препреги марки КМКС-2м.120.Т60 (стеклоткань Т60/2(ВМП)-78 и клеевая композиция, КМКС-2м.120.Т64 (стеклоткань Т64(ВМП)-14 и клеевая композиция). Все необходимые физико-механические характеристики монослоев, а также толщины монослоев – паспортные от производителей материалов. Исходные данные соответствуют режиму RTD (Room Temperature Dry): испытания при комнатной температуре и влажности в состоянии поставки (это состояние, в котором находятся образцы для определения прочностных и упругих характеристик сразу после изготовления, содержание влаги в них не превышает 10% от максимального влагонасыщения при относительной влажности 85%). Стекло- и углепластики на основе клеевых препрегов по сравнению с аналогичными традиционными материалами имеют повышенную трещиностойкость, прочность при межслоевом сдвиге, усталостную и длительную прочность, высокую эрозионную стойкость и часто используются для изготовления деталей конструкционного назначения, в том числе и трехслойных.

Исследуются различные схемы укладки монослоев и их число.

В качестве наполнителя рассматриваются сотовые наполнители следующих марок: полимеросотопласты ПСП-1 (на основе полимерной бумаги типа «Номекс» и фенольного связующего) и ПСП-1К (на основе полимерной бумаги типа «Кевлар» и фенольного связующего) различной плотности и размерами сотовых ячеек, а также стеклосотопласты ССП-1 на основе электроизоляционной ткани ЭЗ/1-100П (возможна замена на ЭЗ-100П, Э1/1-100 или Э1/1-100П), бакелитового лака ЛБС-1 и клея БФ-2. Форма ячеек – гексагональная. Исследуются следующие сотовые наполнители: ПСП-1-2,0-48, ПСП-1-2,0-64, ПСП-1-2,0-96, ПСП-1-2,0-144; ПСП-1К-2,0-48, ПСП-1К-2,0-64, ПСП-1К-2,0-96, ПСП-1К-2,0-144; ССП-1-2,5, ССП-1-3,5. Необходимые для расчета характеристики наполнителей известны от производителей этих материалов, высота сотового пакета задана.

В работе анализируются следующие типы воздействий на изучаемые панели: нестационарные поля давлений, распределенные по различным законам; удар абсолютно жестким бойком полусферической формы; удар множественными и одиночными фрагментами из армированной резины, имеющими форму прямоугольного параллелепипеда (разрыв покрышки колеса шасси самолета при движении по взлетно-посадочной полосе аэродрома при взлете или посадке); воздействие от набегающей волны давления заданной интенсивности, имитирующей действие потока струи двигателя пассажирского самолета на панель корневого закрылка, являющуюся трехслойной.

Задача решается численно методом конечных элементов. Создание конечно-элементной стеки осуществляется в программном комплексе Siemcenter Femap. Каждый монослой моделируется отдельным набором конечных элементов. Затем модель импортируется в программный комплекс LS-DYNA (Lawrence Livermore National Laboratory), где задается нагрузка и граничные условия.

В результате проведенного численного исследования определяется распределение полей напряжений и деформаций в монослоях панелей в различные моменты времени. Вычисляется распределение индекса разрушения по различным критериям разрушения (применительно к ПКМ). Рассматриваются полиномиальные критерии (Hoffman, Purpo-Evensen) и критерии по видам разрушения, в которых прочность связующего и волокна оценивается отдельно (Hashin, Chang-Chang, Puck, LaRC). Данные критерии соответствуют структурно-феноменологическому подходу при решении задач прочности ПКМ. Считается, что разрушение наступает при индексе

разрушения равным единице. Приводится сравнение полученных результатов для панелей с различными сотовыми заполнителями и обшивками. Дается сравнение результатов для панелей с повреждениями и без них. Проводится параметрический и сравнительный анализ.

При подготовке работы использовались следующие источники литературы [1-7].

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Medvedskiy A. L., Martirosov M. I., Khomchenko A.V., Dedova D.V. Assessment of the strength of a composite package with internal defects according to various failures criteria under the influence of unsteady load // *Periódico Tchê Química*. Vol.17, No 35. Brasil, 2020. P. 1218-1230.

2. Medvedskiy A.L., Martirosov M.I., Khomchenko A.V., Dedova D.V. Behaviour of a cylindrical reinforced carbon fibre shell under impact load // *TEM Journal*. Vol. 10, No. 4. Serbia, 2021. P. 1597-1604.

3. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В., Дедова Д.В. Влияние межслоевых дефектов эллиптической формы на поведение прямоугольной пластины из углепластика при действии статической и динамической нагрузок // *Вестник Брянского государственного технического университета*. №12(97), БГТУ, 2020. С. 19-30.

4. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В., Дедова Д.В. Численный анализ поведения трехслойной панели с сотовым заполнителем при наличии дефектов под действием динамической нагрузки // *Строительная механика инженерных конструкций и сооружений*. Т.17. № 4, 2021. С. 357-365.

5. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В., Дедова Д.В. Исследование напряженно-деформированного состояния трехслойной панели с сотовым заполнителем при наличии внутренних дефектов // *Известия Тульского государственного университета. Технические науки*. Выпуск 2. Тула, ТулГУ, 2022. С. 675-684.

6. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Дедова Д.В. Анализ состояния поврежденной трехслойной конструкции с сотовым заполнителем // *Сборник трудов 12-ой Всероссийской научной конференции «Механика композиционных материалов и конструкций, сложных и гетерогенных сред»*. М., ИПРИМ РАН, 2022. С. 196-205.

7. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Дедова Д.В. Динамика трехслойной цилиндрической панели с внутренними дефектами под действием динамических нагрузок различного характера // *Материалы XXIX Международного симпозиума «Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред» им. А.Г. Горшкова*. Т. 1. М., МАИ, 2023. С. 143-146.

**ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА  
АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  С ЭФФЕКТОМ  
ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

**Шеляков А.В.<sup>1</sup>, Ситников Н.Н.<sup>1,2</sup>, Хачатрян Д.А.<sup>1</sup>, Залетова И.А.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

<sup>2</sup>АО ГНЦ «Центр Келдыша», Москва, Россия

e-mail: alex-shel@mail.ru

В настоящее время активно исследуются структура и свойства аморфных и кристаллических материалов, в том числе сплавов, испытывающих фазовое мартенситное превращение (МП) и проявляющих эффект памяти формы (ЭПФ). Вместе с тем, во многих исследованиях было установлено, что сочетание аморфной и кристаллической фаз в различных материалах в некоторых случаях позволяет улучшить их функциональные свойства, а иногда получить новые свойства. Недавно показано, что в быстрозакалённых слоистых аморфно-кристаллических лентах из сплавов квазибинарной системы  $TiNi-TiCu$  наблюдаются необычные свойства фазового перехода и термомеханического поведения, в частности, эффект обратимой памяти формы (ЭОПФ). Такие аморфно-кристаллические композиты были успешно использованы для создания микромеханических устройств для захвата и манипулирования микрообъектами. В последнее время процедура омоложения, в частности, криогенное термоциклирование, заключающееся в кратковременном нагреве и последующем охлаждении до низких температур, активно используется для улучшения некоторых свойств аморфных материалов. Омоложение в металлических стеклах приводит к уменьшению плотности, изменению локальной структуры и механическому размягчению, а также сопровождается увеличением энтальпии и свободного объема и, следовательно, является обратным старению. В настоящей работе исследовалось влияние криогенного термоциклирования на свойства слоистых аморфно-кристаллических лент толщиной около 40 мкм из сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  (ат.%), полученных методом сверхбыстрой закалки из жидкого состояния (спиннингование расплава) при разных скоростях охлаждения с разной толщиной кристаллического слоя от 6 до 13 мкм.

Криогенная термообработка осуществлялась двумя способами: 1) 2 мин в жидком азоте при температуре  $-196^{\circ}C$ , затем 1 мин в кипящей воде при  $100^{\circ}C$ , всего 10 циклов; 2) 30 минут в жидком азоте, а после чего 1 мин в кипящей воде. Полученные образцы были изучены методами металлографии, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), рентгеноструктурного анализа (РСА) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). СЭМ- и РСА-исследования подтвердили наличие кристаллической фазы со структурой В19 в слое с неконтактной (свободной) поверхности полученных образцов. При термоциклировании в интервале  $25-70^{\circ}C$  в кристаллическом слое происходит МП  $B19 \leftrightarrow B2$ . При этом СЭМ-изображения поперечного сечения образцов выявили неоднородную микроструктуру сплавов, состоящую из столбчатых кристаллов вблизи поверхностей ленты и микроразмерных кристаллов с субзеренной внутренней структурой. Показано, что криогенное термоциклирование практически не влияет на микроструктуру поперечного сечения и фазовый состав исследуемых лент. В то же время полученные ДСК-кривые в интервале МП выявили смещение температурных интервалов МП. Формоизменение образцов при реализации ЭОПФ контролировалось с помощью видеофиксации. Установлено, что криогенная термообработка может приводить к заметному (до 10%) увеличению обратимой деформации (величины ЭОПФ), а также к существенному сужению температурного гистерезиса формоизменения.

**Работа выполнена за счет гранта РНФ (проект №23-29-00779).**

## **ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПЕРЕД РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКОЙ ЛАТУННЫХ ОБРАЗЦОВ**

**Найзабеков А.Б., Волокитина И.Е., Панин Е.А., Волокитин А.В., Толкушкин А.О.**

*Рудненский индустриальный институт,  
г. Рудный, Казахстан, irinka.vav@mail.ru*

### **Введение**

В целях снижения металлоемкости машин и конструкций, увеличения ресурса их работы и надежности необходимо повысить качество металлопродукции. Для формирования механических свойств металла на практике используют термическую обработку и пластическую деформацию, порождающие в системе структурные и фазовые превращения.

Одной из основных задач термической обработки является получение оптимальной зеренной структуры сплавов, обеспечивающей их высокую конструктивную прочность. Получение такой структуры и ультрамелкого зерна позволяет избежать многих пороков сплавов, обусловленных ее зернограницным строением. В связи с этим разработка режимов термической обработки сплавов, обеспечивающих значительное измельчение зерна и связанное с этим существенное повышение пластичности и вязкости, а также снижение чувствительности к обратимой хрупкости, весьма актуальна и имеет большое практическое значение. Но на сегодняшний день повышение механических характеристик металлических сплавов путем применения традиционных видов термической обработки подробно изучены и практически исчерпаны. Дальнейший прогресс в решении этой задачи, может быть, достигнут путем применения перспективных деформационных методов. Поэтому в последнее время все больше внимания исследователей направлено на развитие и исследование ультрамелкозернистых и наноструктурных состояний, полученных методами интенсивной пластической деформацией (ИПД) в недорогих сплавах.

Поэтому целью настоящего исследования является проведение предварительной термической обработки перед радиально-сдвиговой прокаткой латунных образцов.

### **Методы испытаний**

Материалом исследования является латунь марки Л63, как одна из самых ходовых латуней, в виду большого содержания цинка, хороших механических показателей и низкой стоимости. Состояние поставки – холоднокатаный пруток.

С целью наибольшего измельчения исходного размера зерен, прутки круглого поперечного сечения диаметром 30 мм и длиной 150 мм, были подвергнуты предварительной термической обработке (ПТО).

На основании диаграммы состояния Cu-Zn были выбраны следующие ПТО:

1) отжиг при температуре 500°C; 2) отжиг при температуре 800°C; 3) закалка при температуре 400°C; 4) закалка при температуре 500°C; 5) закалка при температуре 800°C.

Выбор температур нагрева под закалку был обусловлен желанием получить разный фазовый состав сплава. Первая температура 400°C, что немного выше температуры упорядочения  $\beta$ -фазы, но при быстром нагреве можно ожидать растворение частиц хрупкой и твердой упорядоченной  $\beta'$ -фазы и образование небольшого количества пластичной  $\beta$ -фазы в нагретом состоянии. Нагрев до 500°C позволит получить в нагретом состоянии двухфазную структуру ( $\alpha+\beta$ ) с достаточно большим количеством  $\beta$ -фазы. При температуре нагрева 800°C следует ожидать получения в нагретом состоянии однофазной структуры, которая состоит из кристаллов  $\beta$ -фазы. Время выдержки выбиралось из учета того, что для равномерного прогрева образца по всему сечению, необходимо 1 минута на 1 мм сечения.

### **Результаты экспериментов и их обсуждение**

Анализ микроструктуры латуни марки Л63, полученной после отжига и закалок от различных температур, представлены на рисунке 1.



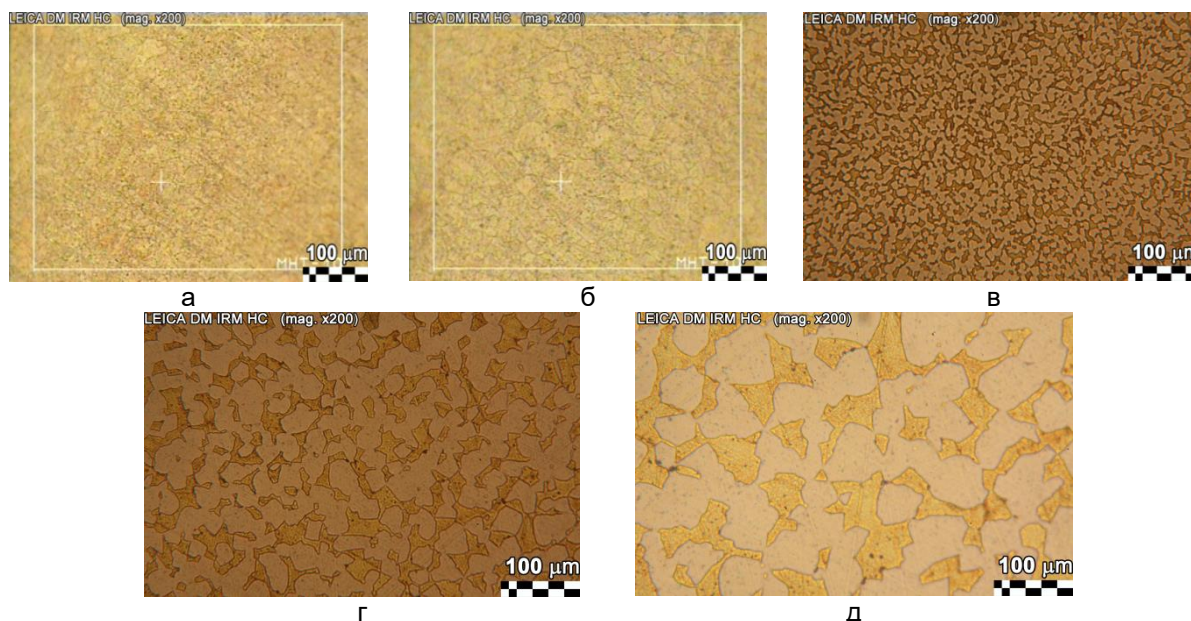


Рисунок 1 – Микроструктура стальной проволоки после 2 циклов волочения при комнатной температуре (а) и при криогенной обработке (б)

На рис.1а,б видно, что медленное охлаждение при отжиге обеспечивает максимальный переход  $\beta$ -фазы в  $\alpha$ -фазу. Но увеличение температуры отжига до  $800^{\circ}\text{C}$  приводит к росту зерна. Так при температуре  $500^{\circ}\text{C}$  получено зерно размером  $40\ \mu\text{m}$  (рис. 1а), а при температуре  $800^{\circ}\text{C}$  –  $60\ \mu\text{m}$  (рис. 1б). После закалки от  $400^{\circ}\text{C}$  получили преимущественно однофазную структуру с некоторым количеством  $\beta$ -фазы, которая характеризуется разноструктурностью, обусловленной формированием по границам зерен  $\alpha$ -фазы зоны очень мелких зерен этой фазы и включений  $\beta$ -фазы (рис. 1в). Закалка от  $500^{\circ}\text{C}$  за счет быстрого охлаждения обеспечила получение однородной структуры из кристаллов  $\alpha$ -фазы и остатков  $\beta$ -фазы. Кристаллы  $\alpha$ -фазы имеют форму пластинок, на границах этих кристаллов наблюдаются остатки  $\beta$ -фазы (темные участки) (рис. 1г). При закалке от  $800^{\circ}\text{C}$  наблюдается структура, состоящая из остатков исходной  $\alpha$ -фазы и участков двухфазной структуры, которая включает кристаллы метастабильной  $\beta$ -фазы с дисперсными выделениями  $\alpha$ -фазы в середине этих участков (рис. 1д).

Так как  $\beta$ -фаза охрупчивает латуновый сплав, то она является нежелательной для дальнейшего деформирования образцов. Поэтому наиболее подходящей ПТО для латуни марки Л63 является отжиг.

#### **Заключение**

Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод о том, что если латунь предназначена для дальнейшей обработки давлением методом радиально-сдвиговой прокатки, то наиболее подходящей ПТО является отжиг, так как при медленном охлаждении обеспечивается максимально полный переход  $\beta$ -фазы в  $\alpha$ -фазу.

**Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № AP14869128)**

## **ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ В КРИОГЕННЫХ УСЛОВИЯХ**

**Волокитина И.Е., Волокитин А.В., Панин Е.А., Федорова Т.Д., Лавринюк Д.Н.,  
Денисова А.И.**

*Карагандинский индустриальный университет, г. Темиртау, Казахстан,  
dyusha.vav@mail.ru*

### **Введение**

Одним из самых востребованных видов металлопродукции является стальная проволока, которая широко используется в качестве конструктивного элемента при производстве канатов, стальных шнуров и биметаллических стальных металлоизделий. Эти металлоизделия определяют надежность и безопасность функционирования таких объектов, как оборудование для подъема людей и грузов, железные дороги, строительные опоры для различных объектов и конструкций, телефонные линии, специальные микрокабели, авиационные и сейсмические кабели, оборонная промышленность и авиация. В настоящее время к нормативным свойствам этих металлических изделий предъявляются более жесткие требования. Традиционные технологии улучшения механических свойств стальной проволоки уже не позволяют индивидуально изменять все технические процессы и их параметры без существенных отклонений в технико-экономических показателях, таких как рентабельность, энергопотребление и ограниченные эксплуатационные возможности. Поэтому разработка технологических средств и методов комплексного улучшения механических свойств стальной проволоки с использованием инновационных методов деформационной обработки является важной научно-технической проблемой [1].

Поэтому целью настоящего исследования является изучение закономерности микроструктурных изменений в стальной проволоке в зависимости от температуры деформации путем волочения. Сталь была выбрана в качестве материала исследования из-за ее практической значимости и необходимости одновременного улучшения ее прочностных и пластических свойств.

### **Методы испытаний**

Процесс волочения проволоки с криогенным охлаждением представляет собой комбинированный процесс, в котором волочение проволоки и последующая термическая обработка осуществляются в одной линии агрегата. Процесс задания проволоки не отличается от существующей технологии волочения проволоки и задания проволоки в волочильный стан. Заостренный конец проволоки задается в волоку, установленную в волокодержателе стана, затем пропускается через пустой резервуар-камеру для криогенного охлаждения. Далее конец проволоки закрепляется на барабане волочильного стана, происходит наматывание несколько витков проволоки. Далее стан выходит на рабочую скорость волочения. В это же время происходит заполнение камеры криогенного охлаждения жидким азотом. Камера снабжена рециркулярной системой подачи азота.

Технологический процесс представляет собой протягивание проволоки через фильеру с уменьшением поперечного сечения и последующего интенсивного охлаждения. В очаге деформации происходит интенсивный разогрев проволоки, температура доходит до  $120\div 150^{\circ}\text{C}$ , далее проволока попадает в камеру криогенного охлаждения где происходит интенсивное охлаждение порядка до  $-196^{\circ}\text{C}$ . Эксперимент повторяли 2 раза.

Для сравнения полученных результатов также проводили традиционное волочение при комнатной температуре. За 2 цикла деформирования диаметр проволоки уменьшился с 6 до 5 мм.

### Результаты экспериментов и их обсуждение

Металлографический анализ проводился на оптическом микроскопе при увеличении в 1000 крат. Полученная после деформирования микроструктура показана на рисунке 1.

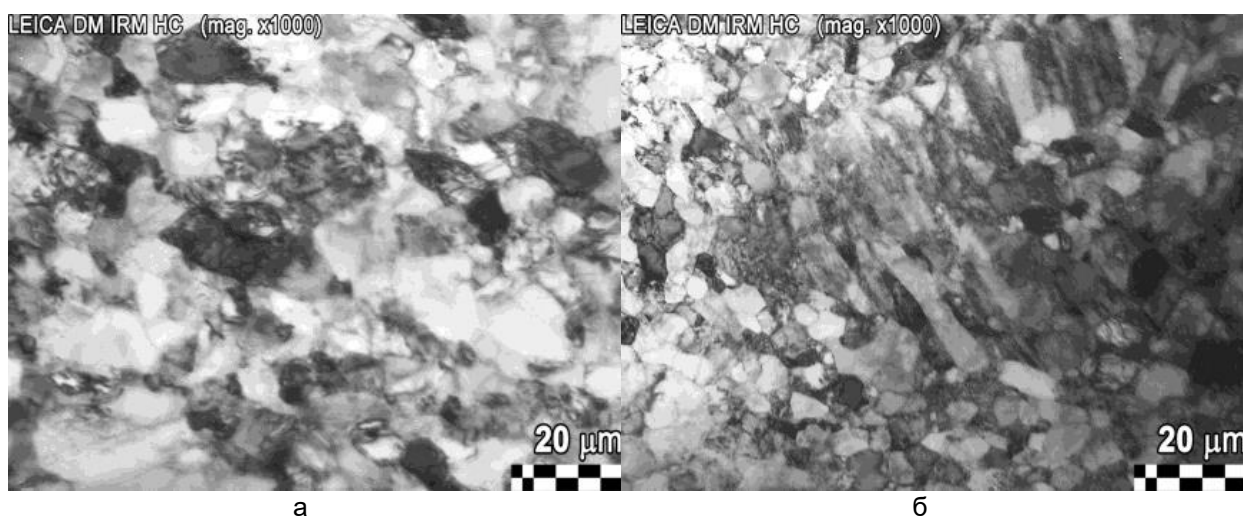


Рисунок 1 – Микроструктура стальной проволоки после 2 циклов волочения при комнатной температуре (а) и при криогенной обработке (б)

Проведенный металлографический анализ микроструктуры стальной проволоки после 2 циклов волочения при комнатной температуре и охлаждения жидким азотом показывает, что в обоих случаях образуются сильно деформированные зерна. Однако в экспериментах с применением азота структура получилась более дисперсной с меньшим размером зерна (рис. 1б), так как криогенная обработка подавляет спонтанную (метадинамическую) рекристаллизацию и ограничивает движение дислокаций. Так после 2 циклов деформирования микроструктура стальной проволоки деформированной при комнатной температуре измельчилась с 26 мкм до 15 мкм. А микроструктура проволоки деформированной в среде жидкого азота до 8 мкм.

#### Заключение

Приведенные выше микроструктурные исследования демонстрируют эффективность использования низкотемпературных условий волочения стальной проволоки для достижения значительно большего упрочнения, чем после деформации при комнатной температуре. А условия деформации при криогенном волочении являются дополнительным фактором для достижения более мелкозернистой структуры с целью оптимизации физико-механических свойств стальной проволоки.

**Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № AP19576369)**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gunderov, D. V. Evolution of microstructure, macrotexture and mechanical properties of commercially pure Ti during ECAP-conform processing and drawing / D. V. Gunderov, A. V. Polyakov, I. P. Semenova, G. I. Raab, A. A. Churakova, E. I. Gimaltdinova, I. Sabirov, J. Segurado, V. D. Sitdikov, I. V. Alexandrov, N. A. Enikeev, R. Z. Valiev // Materials Science and Engineering a - Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2013. – 562. – P. 128-136.

## **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ НА НАНОУРОВНЕ**

**Гречихин Л.И.**

*Белорусская государственная академия авиации, Республика Беларусь, г. Минск*

В настоящее время физика твердого тела существенным образом видоизменилась, и особенно после проведенных измерений с помощью туннельного микроскопа. После обработки полученных результатов с применением двухчастичной квантовой теории с учетом формирования отрицательных ионов было получено:

1. Каждое твердое тело внутри содержит кристалл, а на поверхности образуется пленка. Кристалл формируется объемными кластерами, а поверхностный слой – поверхностными кластерами. Образование кристалла происходит по схеме: а) взаимодействие атомов приводит к образованию двухатомных или трехатомных молекул;

б) взаимодействие молекул приводит к образованию поверхностных и объемных кластерных структур; в) внутри твердого тела при плотной упаковке объемных кластеров формируется кристалл и при этом грань между кластерами исчезает; г) между кластерами возникают сфероидальные и щелевидные пустоты и атомы коллективно взаимодействуют друг с другом. По каждому виду взаимодействия разработана своя квантовая теория путем существенного изменения потенциала Леннарда-Джонса. Взаимодействие атомов в твердом теле осуществляется с первым, вторым и даже с третьим координационным слоем. Взаимодействие атомов с третьим координационным слоем определяет сверхпроводимость, со вторым координационным слоем – плавление и с первым координационным слоем – кипение. Результирующая энергия всех видов связи определяет энергию атомизации.

По мере повышения температуры происходит разрыв связи с третьим координационным слоем. Освобождаются атомы, которые связывали кластерные структуры и находились в малых сфероидальных пустотах внутри кристалла. При температуре плавления кластерные структуры между собой не взаимодействуют, малые пустоты открываются и возникшие свободные атомы образуют молекулы двухатомные и даже трехатомные. Вблизи температуры кипения на поверхности образуются поверхностные кластеры, которые между собой не взаимодействуют и могут испаряться в окружающую среду, образуя видимый пар.

2. На поверхности вследствие наличия латерального взаимодействия атомы и молекулы образуют поверхностные кластерные структуры. Из двухатомных молекул вначале возникают промежуточные кластеры из трех двухатомных молекул, а затем промежуточные кластеры формируют основной кластер. Взаимодействие между плоскими кластерами определяет структуру поверхности. Теоретический расчет поверхности из двухатомных молекул позволил установить энергию связи с основным кристаллом и определить подвижность электронов при движении по поверхности, образуя электрический ток проводимости преимущественно в полупроводниках.

Трехатомные молекулы обладают аллотропией по расположению дипольных электрических моментов внутри молекулы. Экспериментально такая аллотропия была установлена. Из трехатомных молекул образуются кластеры типа «снежинок». Сцепляясь друг с другом, они формируют знакопеременную поверхность.

3. Атомы и молекулы обладают сродством к электрону вследствие взаимодействия электрона со встроенным дипольным электрическим моментом атомов и молекул. Разработана теория такого взаимодействия. На поверхности твердого тела атомы внутри молекул или в кластере пребывают в виде отрицательных ионов. В результате термоэмиссия была установлена с одного атома, измерена и определена формулой Гречихина в журнале «American Journal of Applied Scientific Research 2019 г. Создана новая теория автоэлектронной эмиссии. Рассмотрена эмиссия отрицательных ионов с образованием двойных электрических слоев при движении высотных самолетов и спутников до высот полета 500-600 км. Двойные электрические слои являются мощным источником излучения видимого и ближнего

инфракрасного излучения. Для спутников это явление было предсказано и носит название «Эффект Гречихина». Сейчас на этом эффекте основана космическая навигация и многое другое. На высотах полета спутников выше 500 км возникает электризация до 1500 В. После ряда аварий пришлось на спутники ставить электростатические датчики для компенсации возникающей электризации, но и не только на спутники. В том числе и за цикл этих работ автор награжден орденом «Трудовое красное знамя» и не отдан под суд за эти аварии.

4. Разрушение твердого тела происходит в двух режимах: континуальный и взрывной.

Континуальный режим разрушения возникает, когда последовательно происходит переход от плавления к кипению и продукты разрушения покидают поверхность в виде испарения. Создана теория испарения, которая позволила полностью разобраться с работой двигателей внутреннего сгорания.

Взрывной механизм возникает, когда твердому телу локально передается огромное количество энергии и происходит непосредственное превращение твердого тела в атомарное состояние минуя плавление, кипение и испарение. Такое явление возникает во взрывных строительных технологиях. Цикл работ в этом направлении выполнен на кафедре строительства шахт и подземных сооружений Донецкого технического университета с участием автора.

При вхождении спутников в плотные слои атмосферы возникают мощные ударные волны. За ударной волной разогрев электронной компоненты до 10 000 К, что приводит к достаточно плотному плазмообразованию. В результате с высоты 80 км и до высот 20 км со спутником радиосвязь обрывается. Запускать в космос человека нельзя. Затухание связи наблюдалось при полете первого спутника, на котором использовалась одна антенна. Когда был произведен полностью расчет параметров плазмы с учетом эмиссии с поверхности теплозащитного покрытия отрицательных ионов, то стало ясно, что на спутнике следует ставить в разных точках несколько антенн. Таким простым способом была организована непрерывная радиосвязь со спускаемым спутником с первой космической скоростью. Проверка радиосвязи была осуществлена следующим простым способом: У Гагарина спросили, что он видит за иллюминатором. Ответ: «Лечу как в паровозной топке!».

При аварийном спуске спутника «Союз-10» ночью космонавты впервые наблюдали «Эффект Гречихина», когда спутник совершал полет в свободномолекулярном режиме до высоты полета 80 км.

В дуговом и искровом разрядах из катода истекает плазменный факел, который в продольном магнитном поле отклоняется противоположно закону Ампера. Это явление стало понятным вследствие образования двойного электрического слоя, формируемого истечением отрицательных ионов при взрывном разрушении катодного пятна. После ионизации отрицательных ионов возникает обратный электрический ток в двойном электрическом слое по величине превышающий основной ток разряда у поверхности катода.

Взрывной механизм разрушения теплозащитного покрытия возникает при вхождении спутников в плотные слои атмосферы со второй космической скоростью. В этом случае разрушение теплозащитного покрытия оказалось меньшей величины, чем при вхождении спутников в плотные слои атмосферы с первой космической скоростью. В результате в Советском Союзе впервые был осуществлен облет Луны и изготовлена географическая карта с русским названием разных высот на обратной ее стороне.

При спуске Международной научной станции «Мир-1», которая не имела теплозащитного покрытия, на Землю падали отдельные элементы станции, находящиеся на значительном удалении друг от друга. Это свидетельствовало о том, что станция на большой высоте просто взорвалась. Начались интенсивные исследования влияния поверхностных взрывов на различные материалы. На специально установленной барокамере на кафедре строительства шахт и подземных сооружений Донецкого технического университета было получено, что при достаточно слабом взрыве на поверхности пластины из разных материалов возникает

растрескивание твердого тела, а по мере возрастания мощности взрыва пластина просто дробится.

Вхождение спутников и метеоров со второй космической скоростью и более начиная с высот 80 км и ниже возникает континуальный режим обтекания. Образуются мощные ударные волны, за фронтом которых возникает резкое возрастание давления до  $10^{10} - 10^{11}$  Па и плотности воздуха с температурой выше 15000 К. При таких высоких давлениях и температурах на движущееся тело воздействуют конвективный и лучистый потоки энергии. Под действием этих потоков энергии поверхностный слой твердого тела разрушается и с поверхности возникает мощная эмиссия двухатомных и трехатомных молекул. Двухатомные и трехатомные молекулы, как правило, обладают сравнительно большим сродством к электрону. Поэтому с поверхности движущегося тела возникает поток отрицательно заряженных частиц и образуется у поверхности двойной электрический слой. При распаде отрицательных ионов вследствие протекания разных химических реакций образуются свободные электроны, которые нейтрализуют двойной электрический слой и на поверхность переносят энергию, которая может в ряде случаев превосходить конвективный и лучистый теплообмен. Этот вид энергии ранее не учитывался и поэтому полагали, что взрывной механизм возникает в редких случаях.

Взрыв в пограничном слое настолько мощный, что приводит к сублимации потока частиц с поверхности и к растрескиванию всего массива движущегося тела в виде радиальных трещин, а также к образованию цилиндрических и сферических трещин внутри твердого тела. При этом прекращается поток энергии на поверхность. В результате возникает последовательность взрывов с нарастающей интенсивностью, так как плотность воздуха возрастает по экспоненциальному закону. Так при падении метеора у Челябинска было отмечено три последовательных взрыва и последний взрыв был самым мощным. После последнего мощного взрыва отдельные элементы разлетаются в виде большого количества и разного размера. Образующиеся элементы после мощного взрыва по-прежнему движутся с большими скоростями. Взрывы продолжают, но менее интенсивные и в разное время, а в совокупности эти взрывы должны восприниматься как шипение. При падении Тунгусского метеора такое шипение наблюдалось.

5. Наличие отрицательных ионов в полупроводниках формируют *p-n* переход и наличие такого перехода определяет все основные электрические свойства полупроводников. Наличие отрицательных ионов вблизи зоны проводимости создают ток проводимости, а вблизи валентной зоны – ток смещения. Закон Ома справедлив только для токов смещения. Отрицательные ионы в полупроводниках позволяют получать светодиоды и диодные лазеры разных параметров.

## СИНТЕЗ МАГГЕМИТА И ГЕТИТА ИЗ ОКСИДОВ И КРИСТАЛЛОГИДРАТОВ ХЛОРИДА ЖЕЛЕЗА В СВЧ-ПОЛЕ

Четверикова А.Г., Каныгина О.Н.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Российская Федерация,  
KR-727@mail.ru

В настоящее время проблемы синтеза таких материалов как маггемит и гетит стали весьма актуальными в связи с расширением областей их использования. Маггемит, имеющий формулу  $Fe_2O_3$  – редкий минерал, диморфный с гематитом, проявляющий магнитные свойства; в природных условиях обычно переходит в стабильную модификацию гематит. Однако, он более устойчив в сравнении с другим известным оксидом магнетитом в химически агрессивных средах. Он обладает оптимальными функциональными свойствами, позволяющими использовать его в качестве магнитного сорбента и компонента магнитных нанокмполитов, компонентов для фотокатализаторов, сенсорных устройств, суперконденсаторов, биосовместимых и биоразлагаемых материалов.

В настоящее время существенно усилился интерес к использованию железооксидных соединений в качестве сорбентов. Высокая плотность заряда и значительная площадь поверхности и слабая окристаллизованность частиц делает минералы железа важнейшими сорбентами микроэлементов в почвах. Обладая переменным зарядом поверхности, зависящим от pH, они способны поглощать микроэлементы как в катионной, так и в анионной форме. К перспективным природным адсорбентам относят 16 соединений железа, включающих оксиды и гидроксиды железа, из которых наибольший интерес вызывает моногидрат окиси железа  $\alpha$ - $FeO(OH)$  – гетит, имеющий высокие значения свето-, атмосферо- и щелочестойкости. Гетит, в частности, является эффективным сорбентом мышьяка As(V) и его соединений, прочно удерживая их на своей поверхности, поскольку оксиды железа имеют высокое сродство к ионам мышьяка. Частицы гетита также хорошо сорбируют кислые пестициды, высокомолекулярные фракции фульвокислот.

Традиционные технологии синтеза и маггемита и гетита сопряжены со значительными сложностями, обусловленными длительностью и многостадийностью технологий, а, главным образом, процессами очистки синтезированных веществ. Необходимость организации химических реакций требует использования прекурсоров, значительных временных и энергетических затрат для многократных промывок и все равно не гарантирует чистоты химического состава маггемита и гетита.

Понятно, что задача способа получения маггемита и гетита не только с целью упрощения, но и получения химически чистых продуктов является первостепенной. Такая задача была решена в результате разработки способов получения маггемита и гетита в СВЧ-поле, повышающем реакционную способность ряда конденсированных сред, и, в частности, природных алюмосиликатов [1]. Представляло научный и практический интерес проследить и сопоставить варианты СВЧ-активации сходных по элементному составу двух соединений железа (III). Известно, что молекулы воды, содержащиеся в элементарных ячейках алюмосиликатов или кристаллогидратов солей металлов, переориентируют свои дипольные моменты миллиарды раз за секунду, что приводит к быстрому разогреву системы. Однако спрогнозировать надежно физико-химические процессы в каждом конкретном случае весьма сложно.

В обоих случаях объекты исследования представляли собой порошки, состоящие из частиц с эффективными радиусами менее 30 мкм, марки ХЧ, влажность порошков не превышала 0,3%. Источником поля служила микроволновая система с магнетроном, излучающим на частоте 2.45 ГГц. Все образцы размещали на вращающейся пластине для усреднения условий воздействия поля. Режимы воздействия СВЧ-полем указаны в соответствующих патентах [2,3].

Изучение процесса структурных превращений под действием СВЧ-поля рассмотрено на трех иерархических структурных уровнях: на макроуровне, где

наблюдались изменения цвета, формы и размеров частиц; на мезоуровне определялись средние параметры коллективов атомов – элементарных ячеек; на микроуровне объектом рассмотрения стали изменения в пределах элементарных ячеек.

Исследование структурных трансформаций, протекавших во время воздействия высокочастотного излучения, потребовало использования комплекса экспериментальных методов, в качестве основных из которых можно отметить оптико-компьютерные методы исследования морфологического упорядочения дисперсных частиц по их изображениям и рентгенографическим анализам фазовых составов.

Для макроанализа дисперсных частиц была выбрана RGB-система описания цветового пространства, где сочетание трех составляющих формирует цветовую окраску вещества. Метод колориметрической градации апробирован на образцах из природной глины [4].

Фазовые составы порошков в исходном состоянии и после воздействия СВЧ-поля определяли методом порошковой дифрактометрии на автоматизированном дифрактометре ДРОН-4 с геометрией съемки по Бреггу–Брентано в интервале углов дифракции от  $15^\circ$  до  $100^\circ$  с использованием  $\text{CoK}\alpha$ -излучения, используя стандартные методики. Интерпретировали дифрактограммы с помощью программы LookPDF и картотеки International Centre for Diffraction Data (ICDD).

Полученные результаты показали успешность такого сочетания независимых методов исследования. Приведенные примеры позволили отметить общие пути структурных эволюций и различия, обусловленные исходными химическими составами и структурными параметрами. Так, установлено, что обработка порошков в СВЧ-поле в обоих случаях приводит к морфологическим макроструктурным изменениям частиц, в первую очередь, увеличению фрактальной размерности или степени развитости их поверхностей за счет развития процессов агломерации. Морфологические изменения частиц подтверждаются также изменениями цветовых параметров. Степень морфологического упорядочения зависит от исходных структурных параметров вещества [5]. На мезоструктурном уровне отмечались процессы частичной аморфизации исходных кристаллических модификаций, фазовые или полиморфные превращения, интенсивность которых находится в зависимости от синергизма мощности СВЧ-поля и энергии кристаллических решеток.

В результате микроволнового облучения оксидов железа количество кристаллической фазы гематита снизилось на 40%, но при этом общее количество кристаллических составляющих увеличилось из-за образования новой модификации – маггемита  $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$  [6]. Образовалось двухфазное гематит-маггемит состояние, в котором объемная доля маггемита составила более 60% кристаллической составляющей. Полиморфное превращение  $\alpha \rightarrow \gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$  представляло собой деформационный переход, происходящий без разрыва химической связи, путем ее искажения при небольшом изменении элементарной ячейки. Магнетит имеет структуру обратной шпинели – гранецентрированную кубическую кристаллическую решетку, основанную на 32 ионах кислорода, с включением 8 двухвалентных ионов железа и 16 трехвалентных ионов железа в тетраэдрических и октаэдрических порах; маггемит ( $a=0,835$  нм) также имеет обратную шпинельную кристаллическую структуру с той разницей, что в ней вместо двухвалентных ионов железа, располагаются вакансии. Энергия активации таких процессов мала, поэтому возможны «быстрые» переходы, приводящие к увеличению длины межионных связей. Перераспределение ионов в решетке маггемита, изоструктурного магнетиту, при СВЧ-воздействии, связанное с упорядочением вакансий и ионов  $\text{Fe}^{3+}$ , привело к появлению магнитных свойств, то есть наблюдался магнитный фазовый переход первого рода между магнитоупорядоченными состояниями. На размеры областей когерентного рассеяния (50 нм) обработка СВЧ-полем не повлияла.

В процессе обработки СВЧ-полем частиц кристаллогидрата хлорида железа (III) произошли существенные изменения как фазовом, так и в химическом составе: порошок, однофазная кристаллическая фаза  $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ , имеющая моноклинную



ячейку с параметрами (нм):  $a=1,1183$ ;  $b=0,7029$  и  $c=0,5952$ , угол  $\beta=100,47^\circ$ , трансформировалась в ромбическую элементарную ячейку гетита  $\alpha\text{-FeO(OH)}$  с параметрами (нм):  $a=0,4643$ ;  $b=0,9941$  и  $c=0,3032$ . При этом потеря массы образца составила около 45%, что обусловлено выделением газообразного хлороводорода. В итоге кристаллическая структура после воздействия СВЧ-поля оказалась также однофазной. В процессе воздействия СВЧ-поля размеры областей когерентного рассеяния не изменились и составили около 7 нм.

Наиболее заметные изменения наблюдались на макроуровне – в изменении цветов и росте значений фрактальных размерностей поверхностей частиц, обусловленных развитием этих поверхностей и процессами агломерации. На мезоуровне интенсивность структурных трансформаций определяется, в первую очередь, строением элементарных ячеек, типами связей в них. Низкосимметричные элементарные ячейки с неодинаковыми по величине химическими связями, испытывают наибольшее воздействие. Большое значение для интенсивности процессов имеет содержание тех или иных типов молекул воды, поэтому необходимо при сопоставлении потенциальной способности веществ с различными структурами к превращениям в СВЧ-поле разработать специальные методы контроля воды в них.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Выков YV, Egorov SV, Ereemeev AG, Kholoptsev VV, Plotnikov IV, Rybakov KI, Sorokin AA. On the Mechanism of Microwave Flash Sintering of Ceramics. Materials (Basel). 2016 Aug 11;9(8):684. doi: 10.3390/ma9080684

2. Способ получения маггемита / О. Н. Каныгина, А. Г. Четверикова, Л. В. Межуева, М. М. Филяк; патентообладатель Федер. гос. бюджет. образоват. учреждение высш. образования "Оренбург. гос. ун-т".- № 2020106039заявл. 10.02.2020опубл. 15.09.2020, Бюл. № 26. - 2020. - 1 с.

3. Способ получения гетита / О. Н. Каныгина, А. Г. Четверикова, Л. В. Межуева; патентообладатель : Федер. гос. бюджет. образоват. учреждение высш. образования "Оренбург. гос. ун-т".- № 2020136046заявл. 03.11.2020опубл. 31.05.2021, Бюл. № 16. - 2021. - 2 с

4. Четверикова, А. Г. Структурные трансформации в оксидах, составляющих природные глины, под воздействием СВЧ-поля [Текст] : монография / А. Г. Четверикова, О. Н. Каныгина, М. М. Филяк; М-во науки и высш. образования Рос. Федерации, Федер. гос. бюджет. образоват. учреждение высш. образования "Оренбург. гос. ун-т". - Оренбург : ОГУ, 2021. - 208 с.

5. Физико-химические превращения кристаллогидрата хлорида железа(III) в СВЧ-полях и образование гетита / О. Н. Каныгина, А. Г. Четверикова, М. М. Филяк, А. А. Юдин // Неорганические материалы, 2021. - Т. 57, № 2. - С. 197-202. DOI: 10.31857/S0002337X21020081

6. Фазовые превращения в оксидах железа под действием микроволнового излучения / О. Н. Каныгина, В. Л. Бердинский, М. М. Филяк, А. Г. Четверикова, В. Н. Макаров, М. В. Овечкин // Журнал технической физики, 2020. - Т. 90, № 8. - С. 1311-1317 с. DOI: 10.21883/JTF.2020.08.49541.308-19

## **МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВА ПГ-12Н-01, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ С ПОПЕРЕЧНЫМ СКАНИРОВАНИЕМ**

**Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Ванюк Э.А., Пилецкая Л.И.**  
*БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь,  
e-mail: nilucko@tut.by*

Лазерная наплавка благодаря своим уникальным свойствам является одной из самых быстроразвивающихся технологий нанесения покрытий. Небольшой размер зерна, низкая степень диффузии, малое количество дефектов, высокая прочность сцепления и другие свойства лазерной наплавки определяют все более широкое применение лазерной наплавки в различных отраслях промышленности.

Повышения производительности лазерной наплавки можно достигнуть только увеличением размера лазерного пятна путем расфокусировки. При этом уменьшается плотность мощности лазерного излучения, ухудшается качество покрытий [1]. Казалось-бы, эта проблема решается применением твердотельных лазеров последнего поколения (диодных и волоконных), имеющих мощность до нескольких десятков киловатт. Однако, расфокусировка излучения таких лазеров недостаточно эффективна из-за высокого коэффициента поглощения для металлов, которым обладает излучение этих лазеров [2].

Указанную проблему удалось решить применением систем программно-управляемого сканирования лазерного пятна в направлении, перпендикулярном направлению наплавки, когда сильно сфокусированный луч лазера распределяется по большой поверхности. При этом предотвращается сильное изменение свойств поверхности наплавки или ее разрушение с одновременным увеличением производительности процесса [3].

В данной статье приведены исследования микротвердости однослойных покрытий при лазерной наплавке с поперечным сканированием. Материалом для нанесения покрытий являлся порошок самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-12Н-01. Перед наплавкой порошок просеивался до грануляции 20-80 мкм и проходил сушку в электропечи при температуре 200°C в течение двух часов с последующим охлаждением совместно с печью.

Использовался способ наплавки с боковой подачей порошка. Порошок с помощью дискового питателя подавался в зону действия лазерного излучения впереди лазерного пятна на поверхности подложки в направлении наплавки. Подача и распределение порошка производились специально разработанным щелевым соплом с водяным охлаждением. Источником лазерного излучения являлся волоконный иттербиевый лазер фирмы "IPG" типа YLR – 1 мощностью 1000 Вт. Оптическая система перемещалась относительно наплавленного образца при помощи координатного стола с системой числового программного управления Рух-4.0. Поперечное сканирование лазерного пятна относительно направления наплавки обеспечивал программируемый 2D сканер фирмы «Ситела». Для наплавки покрытий использовались образцы из стали 45. Однослойные покрытия наносились путем последовательного наложения валиков с шагами 2, 3 и 4 мм. Скорости наплавки составляли 80, 110 и 140 мм/мин, площади пятна сканирования - 4×0,1 мм и 4×0,5 мм. Мощность лазерного излучения составляла 1000 Вт.

После наплавки покрытий образцы разрезались перпендикулярно валикам наплавки и изготавливались поперечные шлифы покрытий. Для определения распределения микротвердости по глубине покрытий и по их ширине параллельно основе использовался микротвердомер ПМТ-3. Измерения проводились при нагрузке 100 г по глубине покрытий перпендикулярно основе с шагом 0,05 мм.

Полученные результаты по распределению микротвердости по глубине покрытий для скорости наплавки 80 мм/мин приведены на рисунках 1а и 1б. Как видно из приведенных графиков распределение микротвердости по глубине однослойных покрытий для всех режимов лазерной наплавки достаточно равномерное. Это говорит

о том, что при наплавке происходило хорошее перемешивание материала и равномерный прогрев покрытия по его глубине. На границе подложки и покрытия наблюдается заметное увеличение микротвердости на 1500-2000 МПа, что свидетельствует о небольшой величине переходной зоны при хорошем металлургическом соединении покрытия с подложкой.

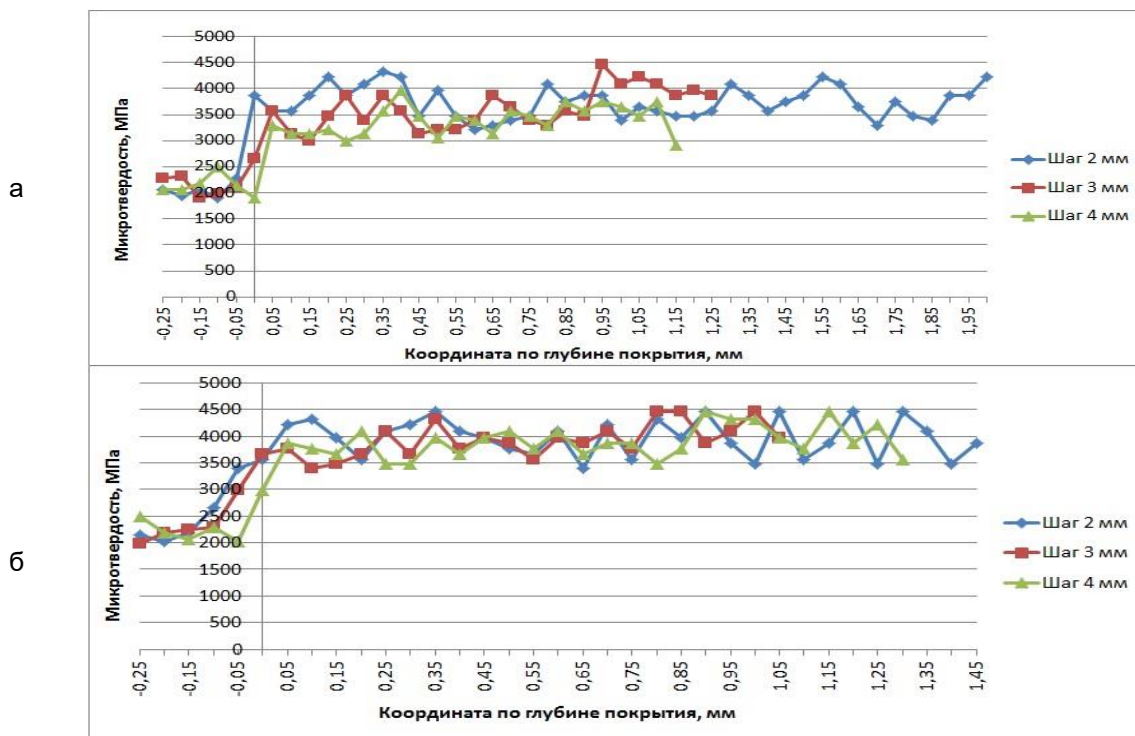


Рисунок 1 – Распределение микротвердости по глубине покрытий из сплава ПГ-12Н-01 при скорости наплавки 80 мм/мин: а – при площади пятна сканирования 4×0,1 мм; б – при площади пятна сканирования 4×0,5 мм

Для определения влияния режимов лазерной наплавки на микротвердость однослойных покрытий были рассчитаны величины средней микротвердости и построены графики зависимостей средней микротвердости от шага наплавки валиков и скорости наплавки при различных площадях пятна сканирования.

На рисунке 2а приведены зависимости средней микротвердости от скорости наплавки. Видно, что при увеличении скорости наплавки с 80 до 110 мм/мин, средняя микротвердость однослойного покрытия из сплава ПГ-12Н-01 уменьшается. Однако, при дальнейшем увеличении скорости наплавки до 140 мм/мин начинается некоторое увеличение микротвердости покрытия. Такое изменение микротвердости однослойного покрытия объясняется тем, что вначале при низкой скорости наплавки удельная энергия, поглощенная покрытием, достаточно велика для образования достаточно плотного покрытия с высокой микротвердостью. При увеличении скорости наплавки, удельная энергия, получаемая покрытием, уменьшается. При этом из-за ухудшения сплавления материала покрытия по границам зерен, уменьшается микротвердость. Однако, при дальнейшем увеличении скорости наплавки и увеличении скорости охлаждения материала покрытия все большее влияние начинает оказывать измельчение зеренной структуры покрытия, которое и вызывает некоторый рост микротвердости.

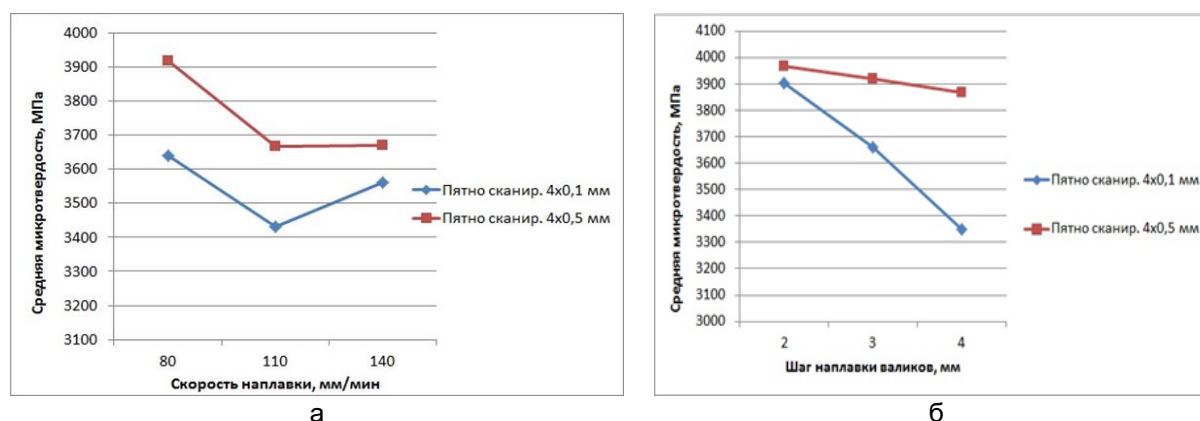


Рисунок 2 – Зависимости средней микротвердости покрытия из сплава ПГ-12Н-01 от скорости наплавки – а и шага наплавки валиков – б

Из рисунка 2б видно, что при росте шага наплавки валиков происходит уменьшение микротвердости однослойного покрытия из сплава ПГ-12Н-01. Такая зависимость связана с тем, что при небольшом шаге наплавки валиков в покрытии происходят частые повторные нагревы соседних валиков. При этом в покрытие поступает больше удельной энергии, образуется плотное покрытие с высокой микротвердостью. При увеличении шага наплавки валиков, повторные нагревы при наплавке соседних валиков происходят все реже. Удельная энергия, поступающая в покрытие, уменьшается и ухудшается сплавление материала валиков по границам зерен, что вызывает уменьшение микротвердости покрытия.

Также из рисунков 2а и 2б видно, что микротвердость однослойного покрытия имеет большую величину при большем значении площади пятна сканирования. Это связано с тем, что увеличение площади пятна сканирования приводит к увеличению скорости охлаждения покрытия и к уменьшению размера зерна. Все это вызывает увеличение микротвердости покрытия.

Проведенные исследования показали, что при лазерной наплавке с поперечным сканированием имеет место равномерное распределение микротвердости в покрытии из сплава ПГ-12Н-01, что свидетельствует о равномерном нагреве материала покрытия, приводящем к однородному распределению в нем образующихся фаз. Режимы лазерной наплавки с поперечным сканированием достаточно сильно влияют на микротвердость однослойных покрытий из сплава ПГ-12Н-01. Изменения скорости наплавки, шага наплавки валиков и площади пятна сканирования приводят к существенным изменениям микротвердости однослойного покрытия.

#### СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Farahmand, P. An experimental-numerical investigation of heat distribution and stress field in single and multi-track laser cladding by a high power direct diode laser/ P. Farahmand, R. Kovacevic// Optics & Laser Technology. – 2014. – V. 63. – P. 154-168.
2. Zhou, C. Mitigation of pores generation at overlapping zone during laser cladding/ C. Zhou, S. Zhao, Y. Wang, F. Liu, W. Gao, X. Lin// Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – V. 216. – P. 369-374.
3. Ready, J.F. Industrial Application of Lasers/ J.F. Ready. – London: Academic Press, 1997. – 597 p.

## ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Белоцерковский М.А., Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Комаров А.И., Орда Д.В.  
ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»,  
г. Минск, Республика Беларусь, e-mail: sos3@tut.by

В ОИМ НАН Беларуси разработана технология нанесения композиций на основе алюминиевых сплавов на стальные изделия центробежным индукционным методом [1], которая обеспечивает повышение структурных и физико-механических свойств наносимых покрытий из алюминиевых сплавов, а также повышение конструкционной прочности, надежности, долговечности и ресурса работы биметаллических деталей.

Для обоснованного выбора технологических режимов центробежной индукционной наплавки на основе алюминиевых сплавов, обеспечивающих минимальную величину коэффициента трения рабочих поверхностей наплавленного покрытия, а также сокращения продолжительности и объема испытаний, были использованы методы математического планирования эксперимента [2]. Это позволяет обеспечить заданные характеристики и качество деталей наиболее производительным путем при минимальных затратах.

Целью настоящей работы являлось установление зависимости коэффициента трения материала покрытия  $f$  от параметров центробежной индукционной наплавки покрытий из алюминиевых сплавов. В качестве основных факторов, влияющих на величину коэффициента трения материала покрытия, рассматривались частота вращения детали  $n$  об/мин, температура при изотермической выдержке  $T$  °С, время изотермической выдержки  $t$  с.

В качестве материала для нанесения покрытия использовали алюминий-кремниевый сплав АК12 (ГОСТ 1583). В качестве материала подслоя - порошок свинца марки ПС-1. При этом размер порошковых частиц свинца составлял 0,5-0,63 мм, а толщина подслоя – 1,0-1,5 мм. Для раскисления загружаемой во внутреннюю полость наносимой шихты использовали покровно-модифицирующий флюс в количестве 5% от массы металлической составляющей шихты.

Индукционная центробежная наплавка осуществлялась на оборудовании, включающем: генератор токов высокой частоты (ТВЧ) типа ЛПЗ-2-67М, мощностью 60 кВт, частотой 66 кГц рамочный индуктор, установку центробежной индукционной наплавки (конструкции ОИМ НАН Беларуси) с регулируемой частотой вращения до 3000 об/мин. Температура нагрева и время нагрева контролировались системой управления технологическими режимами индукционной наплавки СУТРИН 2.4.09.000. При наплавке шихта размещалась в полости стальной втулки, изготовленной из стали 20 (ГОСТ 1050). Для последующих исследований полученные образцы подвергались токарной и дробеструйной обработке.

Триботехнические испытания образцов проводились на многофункциональном трибометре MFT-5000 (Rtec Instruments, США) по схеме возвратно-поступательного перемещения образца относительно неподвижного стального контртела, в качестве которого использовался торец стального ролика из сплава ШХ15 (твердость 60-62 HRC) диаметром 3 мм. Испытание проводилось при давлениях 10, 20 и 30 МПа. Амплитуда перемещения составляла 5 мм с частотой 10 Гц. Длительность испытания в нагруженном состоянии составляла 2 часа. По результатам испытаний определялся коэффициент трения  $f$ .

Математическая модель уравнения отклика от независимых переменных с учетом эффектов их взаимодействий и ошибки эксперимента была представлена в виде полинома второй степени:

$$y = b_0 + \sum_{1 \leq i \leq k} b_i x_i + \sum_{1 \leq i < j \leq k} b_{ij} x_i x_j + \sum_{1 \leq i \leq k} b_{ii} x_i^2,$$

где  $y$  – параметр оптимизации;  $k$  – число факторов;  $i, l$  – номера факторов,  $i \neq l$ ;  $x_i, x_l$  – варьируемые факторы;  $b_0, b_i, b_{ij}, b_{ji}$  – коэффициенты регрессии, описывающие направление и степень влияния каждого из факторов на параметр оптимизации.

Для получения модели процесса в виде полинома второй степени реализован некомпозиционный план второго порядка. Использование некомпозиционных планов, предусматривающих всего три уровня варьирования факторов (+1, 0, -1), упрощает и удешевляет проведение эксперимента. Некомпозиционные планы характеризуются наличием в строках матрицы планирования большого числа нулей, в результате чего существенно упрощается вычисление коэффициентов модели. На основе априорной информации были выбраны уровни и интервалы варьирования факторов. Основное влияние на коэффициент трения наплавленного покрытия оказывают температура при изотермической выдержке, время изотермической выдержки и частота вращения детали. Поэтому для исследования в качестве варьируемых факторов были взяты:  $n$  – частота вращения детали, об/мин,  $T$  – температура детали при изотермической выдержке, °C;  $t$  – время изотермической выдержки, с. В качестве параметра оптимизации приняли величину коэффициента трения покрытия детали  $f$ .

Затем составили матрицу некомпозиционного плана второго порядка для трех факторов. В соответствии с условиями опытов проводили нанесение покрытий из композиций на основе алюминиевого сплава на образцы, которые затем подвергались триботехническим испытаниям для определения коэффициента трения.

По данным опытов, проведенных согласно матрице планирования, получена модель, характеризующая зависимость величины коэффициента трения рабочих поверхностей наплавленного покрытия  $f$  от исследуемых факторов процесса и представляет собой полином второй степени. С учетом перехода к натуральным значениям факторов уравнение регрессии примет вид:

$$f = 14,707 - 0,0017 \cdot n - 0,0342 \cdot T - 0,0008 \cdot t + 0,0049 \cdot 10^{-4} \cdot n^2 + 0,223 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 + 0,0124 \cdot 10^{-4} \cdot t^2.$$

Уравнение регрессии можно использовать для выбора технологических режимов центробежной индукционной наплавки, обеспечивающих минимальную величину коэффициента трения рабочих поверхностей наплавленного покрытия  $f$  в зависимости от исследуемых факторов ( $n, T$ ).

На рисунках 1-3 представлены полученные с помощью уравнения регрессии графические зависимости коэффициента трения от исследуемых факторов. При построении поверхности откликов (программа SigmaPlot 12.5) варьировались только два фактора.

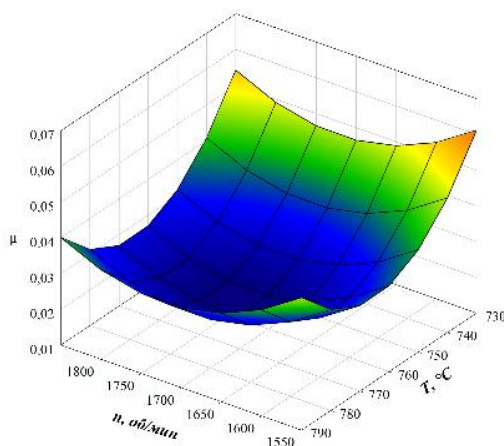


Рисунок 1 - Зависимость коэффициента трения  $f$  от частоты вращения детали  $n$  и температуры детали при изотермической выдержке  $T$  ( $t = 300$  с)

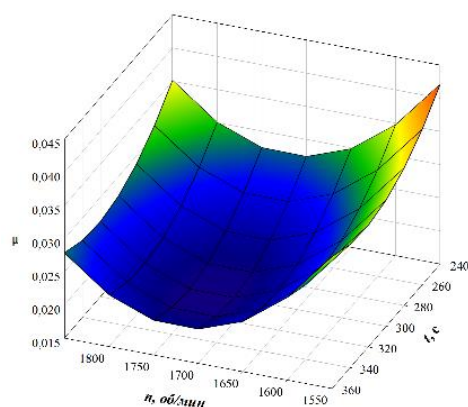


Рисунок 2 - Зависимость коэффициента трения  $f$  от частоты вращения детали  $n$  и времени изотермической выдержки  $t$  ( $T = 760\text{ }^{\circ}\text{C}$ )

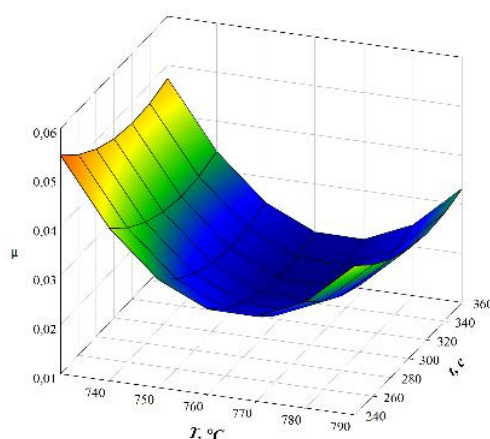


Рисунок 3 - Зависимость коэффициента трения  $f$  от температуры детали при изотермической выдержке  $T$  и времени изотермической выдержки  $t$  ( $n = 1700\text{ об/мин}$ )

Как видно из рисунков 1-3, изменение температуры детали при изотермической выдержке  $T$  и время изотермической выдержки  $t$  влечет за собой изменение коэффициента трения в большей степени, чем изменение частоты вращения детали  $n$ . Из рисунка 3 видно, что при частоте вращения детали  $n = 1700\text{ об/мин}$ , минимальный коэффициент трения  $f = 0,019\text{--}0,021$  обеспечивается температурой при изотермической выдержке  $T = 760\text{--}780\text{ }^{\circ}\text{C}$  и временем изотермической выдержки  $t = 300\text{--}360\text{ с}$ . Дальнейшее увеличение этих параметров технически и экономически нерационально.

Таким образом, на основании результатов расчетно-экспериментального моделирования показано, что для получения оптимального коэффициента трения материала покрытия на основе алюминиевого сплава, параметры процесса центробежной индукционной наплавки должны быть следующие: частота вращения детали  $n = 1700\text{--}1800\text{ об/мин}$ , температура детали при изотермической выдержке  $T = 760\text{--}780\text{ }^{\circ}\text{C}$ , время изотермической выдержки  $t = 300\text{--}360\text{ с}$ .

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Комаров, А.И. Формирование покрытия из сплава АК12 со свинцовым подслоем на внутренней поверхности детали методом центробежной индукционной наплавки / А.И. Комаров, М.А. Белоцерковский, Д.В. Орда, И.А. Сосновский, А.А. Курилёнок // Современные методы технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. В 2 кн. Кн. 1. Материаловедение / редкол.: В.Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2022. – С. 187 – 200.

2. Спиридонов, А.А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов / А.А. Спиридонов. Москва: Машиностроение, 1981. – 184 с.

**ОПТИМИЗАЦИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СИЛУМИНОВ  
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ КАРБИДО-КОРУНДОВЫМИ ЧАСТИЦАМИ ПО  
КРИТЕРИЮ ИЗНАШИВАНИЯ**

**Орда Д.В., Комаров А.И.**

*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,  
Минск, Республика Беларусь, Dmitry\_orda@mail.ru*

Одной из актуальных технических задач в области машиностроения является повышение ресурса трибосопряжений и машин в целом. В этой связи вопросам повышения ресурса узлов трения на современном этапе развития техники уделяется большое внимание. Все более широкое применение в качестве трибоматериалов находят алюминиевые сплавы, наиболее распространенными из которых являются сплавы алюминия с кремнием, за счет низкого удельного веса, хороших литейных свойств и относительно невысокой стоимости. Одним из важнейших способов улучшения свойств алюминиевых сплавов является модифицирование тугоплавкими частицами карбидов, оксидов и т.п. При этом эффект воздействия на структуру сплава наблюдается при введении малого количества компонентов.

Целью данной работы являлось установление эмпирической закономерности интенсивности изнашивания сплава АК12М2МгН при варьировании параметров модифицирования (количество добавки  $TiC-Al_2O_3$  и температура расплава) с учетом давления в трибосопряжении.

Триботехнические испытания образцов проводились на многофункциональном трибометре MFT-5000 (Rtec Instruments, США) по схеме возвратно-поступательного перемещения образца относительно неподвижного стального контртела, в качестве которого использовался торец стального ролика из сплава ШХ15 (твердость 60-62 HRC) диаметром 3 мм. Испытание проводилось при давлениях 10, 20 и 30 МПа. Амплитуда перемещения составляла 10 мм с частотой 8 Гц. Длительность испытания в нагруженном состоянии составляла 2 часа. По результатам испытаний определялась величина потери массы образца и рассчитывалась интенсивность изнашивания.

В качестве модификатора использовался нанонаполнитель  $TiC-Al_2O_3$ , содержащий  $\alpha-Al_2O_3$  – 59 масс.%,  $TiC$ , – 34 масс.%, а также  $TiO_2$  (~1 масс.%),  $C$  (~3 масс.%),  $Ti$  (~1 масс.%) и  $Fe$  (~2 масс.%). Частицы  $TiC$  и  $\alpha-Al_2O_3$  имели близкую к сферической форму с размером 50–80 нм, а также форму нановолокон диаметром до 100 нм и длиной до 3 мкм [1, 2].

Для обоснованного выбора режимов эксплуатации модифицированных отливок, обеспечивающих минимальную величину интенсивности изнашивания сплава, а также сокращения продолжительности и объема испытаний были использованы методы математического планирования эксперимента. Для получения модели процесса в виде полинома второй степени был реализован некомпозиционный план второго порядка, который характеризуется наличием в строках матрицы планирования большого числа нулей, что существенно упрощает вычисление коэффициентов модели [3].

Основными факторами, оказывающими воздействие на интенсивность изнашивания модифицированного сплава были взяты:  $q$  – доля модификатора  $TiC-Al_2O_3$ , вводимого в расплав, масс.%;  $T$  – температура расплава в процессе модифицирования, °С;  $p$  – давление в трибоконтате, МПа, тогда как остальные параметры оставались неизменными. В качестве параметра оптимизации приняли величину интенсивности изнашивания образца  $I_q$ , мг/м. На основе априорной информации были выбраны уровни и интервалы варьирования факторов (таблица 1).



Таблица 1 – Уровни и интервалы варьирования факторов

Факторы (параметры)	Интервалы варьирования	Уровни факторов		
		основной 0	верхний +1	нижний -1
Доля TiC-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , (q), масс.%	1,5	1,5	3,0	0,0
Давление (p), МПа	10	20	30	10
Температура расплава (T), °C	40	760	800	720

По экспериментальным данным, полученным согласно матрице планирования, была составлена модель, характеризующая зависимость  $I_q$  от исследуемых факторов процесса, а также рассчитано уравнение регрессии:

$$I_q \cdot 10^5 = 9,806 - 18,720q - 0,015p - 0,041T - 0,200qp + 5,267q^2 + 0,026p^2.$$

Используя уравнение, были построены графические зависимости интенсивности изнашивания от исследуемых факторов (рисунок 1).

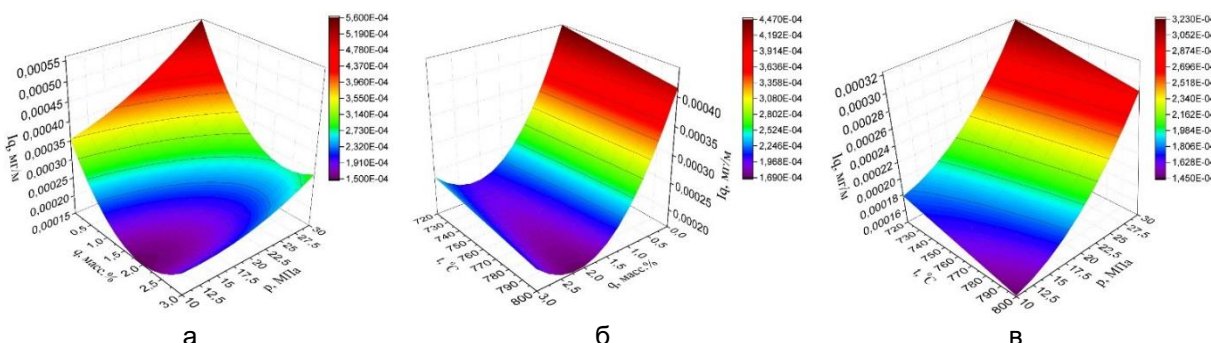


Рисунок 1 – Зависимость интенсивности изнашивания  $I_q$  от: а - доли модификатора  $q$  и давления  $p$  ( $T = 760^\circ\text{C}$ ); б – температуры введения модификатора  $T$  и его доли  $q$  ( $p = 20$  МПа); в – температуры введения модификатора  $T$  и давления  $p$  ( $q = 1,5$  масс.%)

На основании полученных графических зависимостей определена оптимальная область значений технологических режимов модифицирования отливок из сплава АК12М2МгН (доля модификатора 1,75-2 масс.% и температура расплава  $T = 760^\circ\text{C}$ ) при давлении эксплуатации (10 МПа) для получения минимальной интенсивности изнашивания равной  $I_q = 1,5-1,91 \cdot 10^{-4}$  мг/м. Согласно этим же зависимостям, с увеличением давления, зона наименьшей интенсивности изнашивания смещается в сторону более высокой концентрации модификатора. Так, при давлении 30МПа, наименьший уровень износа ( $I_q = 2,5-2,8 \cdot 10^{-4}$  мг/м) наблюдается при доле модификатора 2,25-2,5 масс.%, при этом дальнейшее увеличение данного параметра технически и экономически нецелесообразно.

Согласно полученным результатам, увеличение температуры расплава при модифицировании не приводит к снижению интенсивности изнашивания (в пределах  $0,3-0,4 \cdot 10^{-4}$  мг/м в диапазоне  $720-800^\circ\text{C}$ ), что объясняется низким влиянием температуры расплава на смачиваемость керамических частиц алюминиевым расплавом в исследуемом температурном диапазоне.

Таким образом, на основании результатов расчетно-экспериментального моделирования можно заключить, что для получения оптимальной интенсивности изнашивания модифицированного сплава исследуемые параметры должны быть следующие: температура модифицирования  $740-760^\circ\text{C}$ , тогда как доля модификатора изменяется в зависимости от трибонагрузки: 1,8-2,0 масс.% при 10-20 МПа и 2,3-2,5 масс.% при давлении 20-30 МПа.

Металлографический анализ экспериментальных образцов отливок показал, что структура сплава АК12М2МгН, после литья в стальной кокиль, предварительно нагретый до  $400^\circ\text{C}$ , имеет эвтектическое строение (рисунок 2а) с небольшими

участками  $\alpha$ -Al зерен дендритной морфологии. Металлографические исследования показали, что использование наполнителя  $\text{TiC}-\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  в количестве 1,8 масс.% способствует улучшению структуры матричного материала, которое выражается в формировании округлых зерен  $\alpha$ -фазы, дисперсной иглообразной эвтектики и интерметаллидных включений глобулярной и пластинчатой формы (рисунок 2б). Модифицирование сплава 2,5 масс.% нанонаполнителя  $\text{TiC}-\text{Al}_2\text{O}_3$  оказывает аналогичное воздействие на структуру сплава как и при модифицировании 1,8% (рисунок 2 в).



Рисунок 2 – Структура сплава АК12М2МгН до (а) и после модифицирования нанонаполнителем 1,8%  $\text{TiC}-\text{Al}_2\text{O}_3$  (б) и 2,5%  $\text{TiC}-\text{Al}_2\text{O}_3$  (в) после литья в стальной кокиль

Анализ данных показывает, что предложенный способ модифицирования сплавов алюминия применим при формировании триботехнических покрытий, наносимых центробежной индукционной наплавкой. В [4, 5] показано, что после наплавки покрытия эффект модифицирования структуры сплава сохраняется, однако степень модифицирования несколько снижается, что обусловлено высоким уровнем перегрева расплава и малой скоростью охлаждения.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Композиционный порошок  $\text{TiC}-\text{Al}_2\text{O}_3$  и способ его получения: пат. ВУ 22136 / А.И. Комаров, В.И. Комарова, Д.В. Орда. – Оpubл. 27.06.2016 г.
2. Орда, Д.В. Оптимизация процесса синтеза наноструктурированного карбидо-корундового модификатора силуминов / Д.В. Орда // Механика машин, механизмов и материалов. - 2021. - №1 (54). – с. 71–79.
3. Спиридонов А.А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов / А.А. Спиридонов // М.: Машиностроение, 1981. – 184 с.
4. Способ нанесения двухслойного покрытия на внутреннюю поверхность детали: пат. ВУ №23365 / М. А. Белоцерковский [и др.]. – Оpubл. 30.04.2021г.
5. Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка: сб. докл. 13-го Междунар. сим. (Минск, 5-7 апр. 2023 г.). В 2 ч. Ч. 2 / Нац. акад. наук Беларуси [и др.]; редкол.: А.Ф. Ильющенко (гл. ред.) [и др.]. – Минск: Беларуская навука, 2023. – с. 92-98.

## ВЗАИМОСВЯЗЬ КИНЕТИКИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И РАЗРУШЕНИЯ

Короткевич С.В.

РУП «Гомельэнерго», г. Гомель, Беларусь

e-mail: korotsv@tut.by

В качестве объекта исследования был выбран никель, так как коэффициент магнитострикции у него на два порядка выше чем, например, у армко-железа. Последнее позволило с помощью метода изменения уширения линии ферромагнитного резонанса (ФМР) провести анализ изменений прочностных свойств и кинетику разрушения поверхности никеля.

Определено влияние предварительной деформации прокаткой ( $\epsilon \approx 10\div 50\%$ ) образцов никеля на процесс разрушения поверхностного слоя никеля под действием трибонагружения. Чем выше уровень предварительной деформации или энергии деформации, тем меньше необходимо добавить скрытой энергии деформации в поверхностный слой никеля при трибонагружении до достижения критической величины или плотности дислокаций, при которой начинается его разрушение [1]. В сильно деформированной кристаллической решётке развивается высокая пористость, достигающая  $\approx 25\%$  от общего объёма материала, и высокая концентрация микротрещин и другие нарушения сплошности материала при трении (рис. 1) [1].

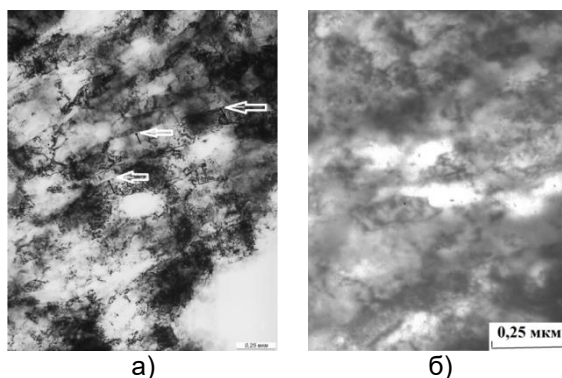


Рисунок 1 – Микроструктура никеля при больших деформациях ( $\epsilon$ ):  
а)  $\epsilon = 30\%$ ,  $t = 1,8$  кс (стрелками показано формирование полос скольжения со временем трибонагружения ( $t$ )); б)  $\epsilon = 50\%$ ,  $t = 3,0$  кс

Необходимо отметить влияние возрастающей пористости материала в процессе его деструкции. Появление многочисленных микропор внутри и по границам блоков пластинчатой структуры (рис. 1, стрелки) связано с термическим циклированием в областях фрикционного контакта, диффузионной подвижностью вакансий и их коагуляцией [1].

Под действием приложенных напряжений микропоры сами становятся концентраторами напряжений и могут обусловить интер- (по границам трёх зёрен (рис. 2а, поз. А, Б, В)) и транскристаллитное (непосредственно через зерно) разрушение (рис. 2а, поз. Д, стрелки). Комбинация силовых и термофлуктуационных факторов может оказаться вполне достаточным условием реализации зернограничного разрушения из-за остаточных напряжений, обусловленных анизотропией теплового сжатия-растяжения в присутствии поверхностно-активных веществ [1]. К этому виду разрушения, по-видимому, можно отнести участки хрупкого разрушения по границе зерна (рис. 2а, позиция А). На некоторых участках этого вида разрушения частично проявляется смешанный механизм разрушения, являющийся результатом увеличения и соединения пустот (рис. 2а, Б, стрелки, Г). Сдвиг по границам зёрен ведет к усилению локальной деформации в порах. Этим можно объяснить появление клиновидных

микротрещин у основания пор на границах и направленных тонким острием в сторону ближайших микрополостей (рис. 2а, позиция В). Условием образования микротрещин из пор, находящихся на границах зерен, являются достижение ими размера  $\sim 0,1$  мкм и сближение их на достаточные для упругого взаимодействия  $\approx 0,25$  мкм расстояния (рис. 2а, позиции Г, Е).

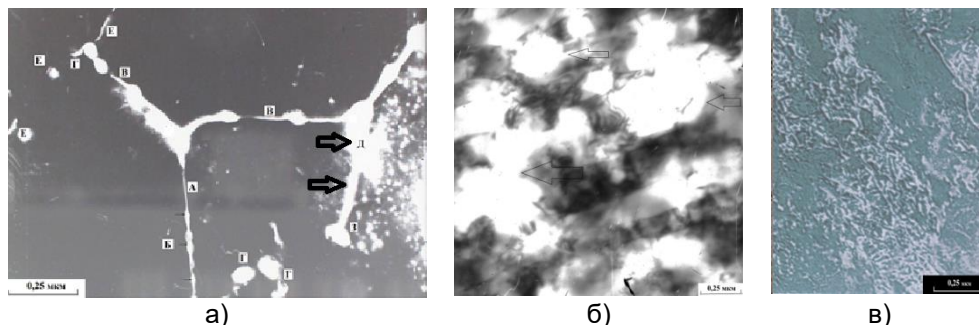


Рисунок 2 – Формирование пористости при трибонагружении: а) интер- и транскристаллитное разрушение; б) образование микропор в пластинчатой структуре –  $t = 9,2$  кс; в) формирование диспергированного и пористого (рыхлого) слоя в период предразрушения ( $t = 140$  кс).  
Изображение инвентировано для лучшей контрастности

Сильная пористость наблюдается также в пластинчатой микроструктуре предварительно не деформированного никеля (рис. 2б). Степень пористости достигает  $\approx 15$  % от всей площади наблюдения (рис. 2б), что обуславливает подготовку поверхности к лепестковому механизму разрушения [1]. На стадии максимальной пластической деформации при времени трибонагружении  $t = 140$  кс имеет место измельчение частиц изнашивания и резкое возрастание отслаивающейся массы материала, что характерно для селективного механизма разрушения [1]. Степень пористости достигает более 30 % от всей площади наблюдения (рис. 2в).

С увеличением времени фрикционного нагружения ( $t > 108$  кс или  $108 \cdot 10^3$  с) происходит прогрессирующее разрыхление поверхностного слоя металла, связанное с возрастающим количеством очагов разрушения и формированием субмикропористости. В работе [1] убедительно показано, что в области III рис. 3 в результате снижения на порядок уровня энергии активации процессов формирования элементов дефектной структуры на всех структурно-масштабных уровнях деформации происходит аморфизация поверхностного слоя никеля и снижение периода изменения его прочностных свойств в  $\approx 8$  раз. Анализ экспериментальных данных сильно неравновесной структуры (рис. 3, область III) показывает, что увеличение общей площади пористости определяет и увеличение объёмной интенсивности изнашивания (участок PR на рис. 3 в области III). В области III поток плотности дислокаций и точечных дефектов имеет осциллирующий характер; увеличение градиента восходящих и нисходящих потоков плотности дислокаций обуславливает увеличение нижнего предела изменения интенсивности изнашивания в  $\approx 8$  раз (участок PR на рис. 3 в области III), а верхнего предела изменения интенсивности изнашивания при лавинообразном селективном механизме разрушения поверхностного слоя – на три порядка (рис. 3, область III). При этом в области III отмечается снижение периода изменения прочностных свойств поверхности никеля в  $\approx 8$  раз, по сравнению с областью II (рис. 3, кривая 1).

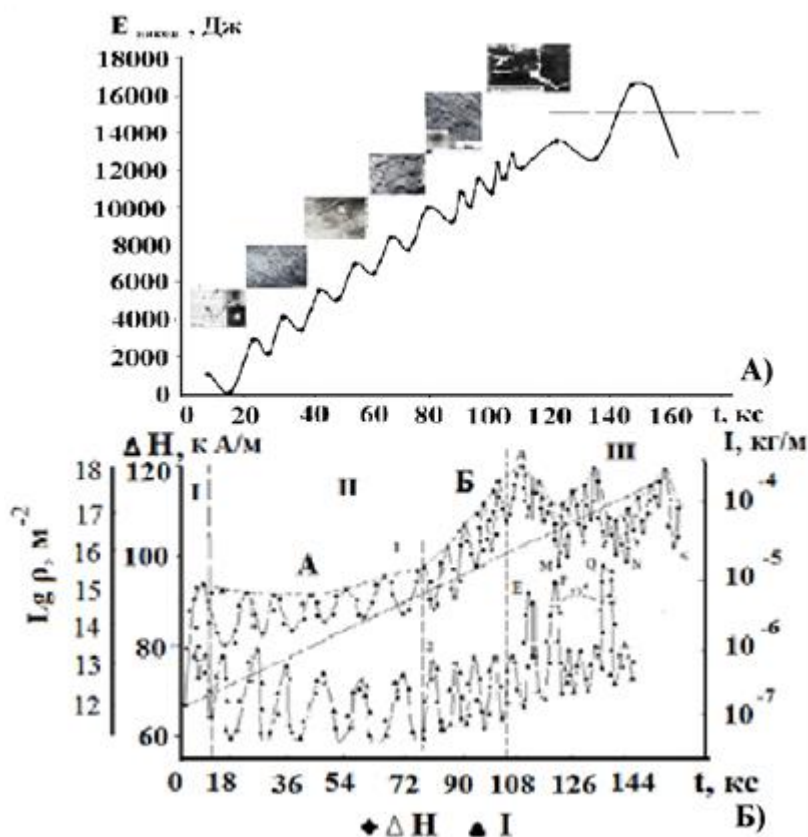


Рисунок 3 –Зависимость кинетики структурных изменений поверхностного слоя никеля при трибонагрузении: А) – зависимость накопленной энергии ( $E_{накоп}$ ) от времени ( $t$ ); Б) – зависимость уширения линии ферромагнитного резонанса ( $\Delta H$ ), плотности дислокаций ( $\rho$ ), интенсивности изнашивания ( $I$ ) от времени ( $t$ ) трения

Имеет место полное согласование изменения прочностных свойств и объёмной интенсивности изнашивания поверхности никеля (рис. 3, кривая 2, область Ш, участок PR). Увеличение градиента восходящих и нисходящих потоков плотности дислокаций обуславливает и диффузионную подвижность точечных дефектов и увеличение пористости материала. Установлено прямо пропорциональное увеличение минимального значения объёмной интенсивности изнашивания с увеличением времени трибонагружения (рис. 3, область III). Выполняется инвариантное выражение:

$\frac{I}{S} = const$  где  $I$  – объёмная интенсивность изнашивания,  $S$  – суммарная площадь пор [2].

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Короткевич С.В. Автореферат диссертации на соискание учёной степени доктора физико-математических наук по специальности 01.04.07 «Структурно-масштабные уровни деформации и свойства границ раздела в металлах» / Короткевич С.В. – Минск: БГУ, 2021. – 54 с.
2. Короткевич, С.В. Инварианты / С.В. Короткевич // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы: материалы IV международной научной конференции / ИТА НАНБ. – Витебск, 29–31 марта, 2023. – С. 49–51.

**ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СУБСТРУКТУРА МОНОКРИСТАЛЛОВ  
Cu-12 ат. % Al ОТ УМЕРЕННЫХ ДО МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ**

**Соловьёва Ю.В.<sup>1</sup>, Старенченко В.А.<sup>1</sup>, Соловьёв А.Н.<sup>1</sup>, Вовнова И.Г.<sup>1</sup>,  
Пилюгин В.П.<sup>2</sup>, Толмачев Т.П.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
г. Томск, Россия*

<sup>2</sup>*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия  
j\_sol@tsuab.ru*

Исследуется деформационное упрочнение и эволюция субструктуры монокристаллов Cu-12 ат. % Al, для которых, наряду с традиционными для ГЦК-металлов механизмами деформации, реализуется механизм микродвойникования. Целью работы является установление взаимосвязи между закономерностями формирования и эволюции субструктур деформации при средних степенях деформации с процессами измельчения субструктуры монокристаллов при мегапластических деформациях.

Пластическую деформацию монокристаллов с ориентировкой торцевой грани [001] проводили одноосным сжатием с постоянной скоростью  $1,5\% \text{ мин}^{-1}$  при температуре  $T=293 \text{ K}$ . Получены панорамные электронно-микроскопические изображения дефектных микроструктур, сформированные на разных стадиях деформации. Выявлена многостадийность деформационного упрочнения, связанная с типами дислокационных субструктур, формирующихся в процессе деформации. Приведена диаграмма изменения долей субструктур в зависимости от степени деформации. Показано, что характерной особенностью сплава является микродвойниковая субструктура, появляющаяся на третьей стадии деформации. Определены параметры сетчатой дислокационной субструктуры, исследована ее эволюция в процессе деформации. Получены зависимости плотности дислокаций от степени деформации и деформирующего сдвигового напряжения. Линейная зависимость  $\tau(\rho^{1/2})$  выполняется до деформаций, соответствующих началу стадии III. Переход к III-й стадии упрочнения вызван вовлечением в процесс деформации двойникования, которое резко уменьшает интенсивность накопления плотности дислокаций. Проведена оценка вкладов различных механизмов междислокационного взаимодействия в сопротивление деформированию.

Были проведены механические испытания монокристаллов в наковальнях Бриджмена. Деформация осуществлялась при комнатной температуре методом кручения под высоким квазигидростатическим давлением 8 ГПа со скоростью вращения наковален равной 0,3 об/мин на заданные углы поворота. Анализируются субструктуры, сформированные при разных величинах мегапластической деформации. В работе представлена схема субструктурных превращений монокристаллов подвергнутых мегапластическим деформациям. Проведен статистический анализ размеров фрагментов, сформированных в результате мегапластической деформации. Получены основные статистические характеристики (мода, среднее, стандартное отклонение и др.) и выполнена проверка статистической гипотезы о виде закона распределения.

**Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).**

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В ГЦК-МЕТАЛЛАХ

Черепанов Д.Н.<sup>1,2</sup>, Соловьёва Ю.В.<sup>1</sup>, Старенченко В.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет,

<sup>2</sup>Томский университет систем управления и радиоэлектроники,  
Томск, Россия, d\_n\_ch@mail.ru

Хорошо известно, что пластическая деформация многих металлов и сплавов сопровождается формированием разориентированных структур, влияющих на их эксплуатационные и технологические свойства. Экспериментально удалось определить средние величины естественных параметров этих субструктур таких как угол разориентировки и размер области, окруженной границами разориентации. Относительно механизмов появления границ разориентировки, увеличения разориентировки этих границ и увеличения объёмной плотности границ высказаны некоторые предположения и предложены некоторые феноменологические модели.

Исследование эволюции разориентированных субструктур возможно на основе адекватной математической модели эволюции всей деформационной дефектной системы, верифицированной всем спектром экспериментальных данных [1]. Поскольку экспериментальные данные позволяют получить лишь качественные представления об основных этапах эволюции отдельных образцов. И даже эта качественная картина часто является искажённой вследствие того, что подготовка образца к эксперименту может исказить реальную картину, зафиксированную после деформирования до определённой степени. Обязательными элементами математической модели являются соотношения, связывающие интенсивности изменения параметров разориентированных структур с усреднёнными характеристиками всех дефектов кристаллического строения, а также выражение для скорости деформации. Если требуется построить зависимость напряжения от степени деформации, то необходимо добавить также и выражение, связывающее напряжение с усреднёнными характеристиками дефектов, оказывающих наибольшее влияние на сопротивление деформированию.

Представленная работа посвящена исследованию эволюции разориентированных субструктур, таких как фрагментированная и зёрненная субструктуры, существенно различающиеся по углу разориентировки.

Предполагается, что за некоторый промежуток времени дислокационный источник испускает серию из  $n$  дислокационных петель, которые останавливаются в следствие образования непреодолимых препятствий их движению. Краевые сегменты петель под воздействием потоков межузельных атомов, переползают в соседние плоскости скольжения. В результате за этот промежуток времени мы имеем сформированную зону сдвига, окружённую непреодолимыми препятствиями и содержащую внутри своего объёма точечные дефекты и дислокации в границах неразориентированных ячеек.

Дислокации переползшего краевого скопления способны преодолеть взаимное отталкивание выстроиться ступеньками, соответствующими неустойчивому состоянию равновесия, когда небольшое дополнительное воздействие приводит к перестроению такого скопления в малоугловую стенку наклона. Это приводит к аккомодации напряжения, вследствие полного устранения обратных полей напряжения от дислокаций скопления, и вновь активизирует дислокационный источник. Таким образом, на границе зоны сдвига с диаметром  $D$  образуются скопления пар малоугловых стенок наклона, состоящих из краевых дислокаций противоположного знака с малой разориентировкой около  $2^\circ$  и расстоянием  $d_w$  между дислокациями в стенке.

Поскольку суммарная энергия стенок с разориентировкой около  $2^\circ$  выше, чем энергия одной границы с большей разориентировкой, эти дислокационные стенки сливаются в одну до тех пор, пока расстояние  $d_w$  между дислокациями в стенке не станет критически малым. На некотором этапе малоугловые стенки окружают области

материала, что интерпретируется как формирование фрагментированной субструктуры.

Дальнейшее продолжение работы каждого дислокационного источника приводит к формированию скоплений малоугловых границ. Существует число  $n_g$  такое, что энергия  $n_g$  малоугловых стенок наклона выше, чем энергия равновесной высокоугловой границы разориентировки с той же самой величиной разориентировки, что и суммарная разориентировка малоугловых стенок, поэтому скопление стенок перестраивается в одну высокоугловую стенку с более низкой энергией. Далее:  $N_W$  – плотность малоугловых границ,  $N_g$  – плотность высокоугловых границ.

Заполнение объема материала высокоугловыми границами приводит к формированию зёрненной субструктуры со средними размерами зёрен  $d_g = N_g^{-1}$ .

Математическая модель кинетики дефектов, образующихся в процессе сдвиговой пластической деформации, обозначенной через  $a$ , в ГЦК-металлах с высокой энергией дефекта упаковки, имеет вид замкнутой системы обыкновенных дифференциальных уравнений вида (1)-(8):

$$\dot{\rho}_m = \dot{a} F G B_r^{-1} \tau_{II}^{-1} \rho_m d_W w_e (1 - w_W^m) + K_\tau N_W d_W^{-1} - w_e b^{-1} \sum_{k=i,1v,2v} ((w_e \rho_m)^{1/2} + D_W N_W) w_m^k \rho_m c_k D_k, \quad (1)$$

$$\dot{\rho}_d^v = \dot{a} (K_{Gd} \rho_m^{1/2} - w_d^k < h >^{-1} b^{-1} \rho_d^k c_k D_k), \quad (2)$$

$$\dot{\rho}_d^i = \dot{a} (K_{Gd} \rho_m^{1/2} - w_d^v < h >^{-1} b^{-1} \rho_d^i (D_{1v} c_{1v} + D_{2v} c_{2v})), \quad (3)$$

$$\dot{c}_i = \dot{a} K_{Gi} \rho_m^{1/2} - D_i [(w_e w_m^i \rho_m + w_d^i \rho_d^i) c_i + 28\pi r b^{-3} (c_i w_{1v}^i c_{1v} + c_i w_{2v}^i c_{2v})], \quad (4)$$

$$\dot{c}_{1v} = \dot{a} K_{G1v} \rho_m^{1/2} - (w_e w_m^{1v} \rho_m + w_d^{1v} \rho_d^v) c_{1v} D_{1v} - 28\pi r b^{-3} c_{1v} (w_{1v}^{1v} c_{1v} D_{1v} + w_i^{1v} c_i D_i), \quad (5)$$

$$\dot{c}_{2v} = \dot{a} K_{G2v} \rho_m^{1/2} - (w_e w_m^{2v} \rho_m + w_d^{2v} \rho_d^v) c_{2v} D_{2v} - 28\pi r b^{-3} (w_i^{2v} c_{2v} c_i D_i - (w_{1v}^{1v} c_{1v})^2 D_{1v}), \quad (6)$$

$$\dot{N}_W = [\dot{a} F G B_r^{-1} \tau_{II}^{-1} \rho_m d_W w_e w_W^m + w_{Wm} D_W b^{-1} (D_i w_m^i c_i + D_{1v} w_m^{1v} c_{1v} + D_{2v} w_m^{2v} c_{2v}) w_e \rho_m N_W d_W] \cdot (1 - n_g^{-1}) - K_\tau N_W - K_{Wg} N_W N_g. \quad (7)$$

$$\dot{N}_g = [\dot{a} F G B_r^{-1} \tau_{II}^{-1} \rho_m d_W w_e w_W^m + w_{Wm} D_W b^{-1} (D_i w_m^i c_i + D_{1v} w_m^{1v} c_{1v} + D_{2v} w_m^{2v} c_{2v}) w_e \rho_m N_W d_W] \cdot n_g^{-1} + K_{gW} N_W N_g - \dot{a}^{-1} (v_M^1 w_g^2 N_g^2 + v_M^2 (1 - w_g)^3 N_g^3). \quad (8)$$

Если эту систему дополнить выражением, связывающим сопротивление

$$\tau = \tau_f + \alpha G b \rho_m^{1/2} + \alpha_w G b \rho_{\frac{1}{2}}^{1/2} + \alpha_g G b \rho_g^{1/2} - (4\pi)^{-1} G b N_W \ell g(N_W b). \quad (9)$$

движению дислокации через дефектную структуру, содержащую дислокации леса и границы разориентации, с характеристиками линейных и плоских дефектов, и уравнение для скорости сдвиговой деформации  $\dot{a} = f(\rho, c_v)$ , то получаем математическую модель квазистатической сдвиговой пластической деформации и упрочнения в виде замкнутой системы обыкновенных дифференциальных уравнений в нормальной форме и одного дополнительного алгебраического уравнения.

Система (1)-(8) совместно с уравнением  $\dot{a} = f(\rho, c_v)$  позволяет получить зависимости от степени сдвиговой деформации или от времени всех характеристик дефектной структуры металла, такие как: плотность сдвигообразующих дислокаций  $\rho_m$ ; плотности дислокаций в динамических дипольных конфигурациях вакансионного  $\rho_d^v$  и межузельного  $\rho_d^i$  типов, формирующих границы неразориентированных ячеек; концентрации точечных дефектов межузельных атомов  $c_i$ , вакансий  $c_{1v}$  и бивакансий  $c_{2v}$ ; плотности малоугловых  $N_W$  и высокоугловых  $N_g$  стенок, формирующих границы фрагментов и зёрен, соответственно. Эти зависимости позволяют по формуле (9) получить зависимость напряжения от деформации – кривую деформации.



Средние углы разориентировки  $\theta_W$  и  $\theta_g$ , а также средние размеры  $d_{Fr} = N_W^{-1}$  и  $d_g$  фрагментов и зёрен, соответственно, можно сравнить с экспериментальными данными. Непрерывный угол разориентировки

$$\theta = 2 \cdot \arcsin \left[ 0,5Db \left( w_m^+ w_m^W \rho_m + w_d^+ (\rho_d^v + \rho_d^i) + w_W^+ \rho_W + w_g^+ \rho_g \right) \right] = 2 \cdot \arcsin(0,5bD\rho_\theta) \quad (10)$$

учитывает вклад не только границ разориентировки, но и избыточной плотности  $\rho_{\gamma^-} = w_m^W \rho_m + \rho_W$  дислокаций, концентрирующихся на границах зон сдвига.

В формуле (10) помимо плотности сдвигообразующих дислокаций  $\rho_m$  и плотностей дислокаций в динамических дипольных конфигурациях вакансионного  $\rho_d^v$  и межузельного  $\rho_d^i$  типов, используются плотность дислокаций в малоугловых стенках наклона  $\rho_W = N_W d_W^{-1}$ , а также плотность геометрически необходимых дислокаций  $\rho_g = \theta_g d_g^{-1} b^{-1} = \theta_g N_g b^{-1} = \theta_W n_g N_g b^{-1}$ . Множители при плотностях дислокаций каждого вида определяют их вклад в разориентировку, а  $\rho_\theta$  – усреднённая величина избыточной плотности дислокаций, учитывающая все факторы.

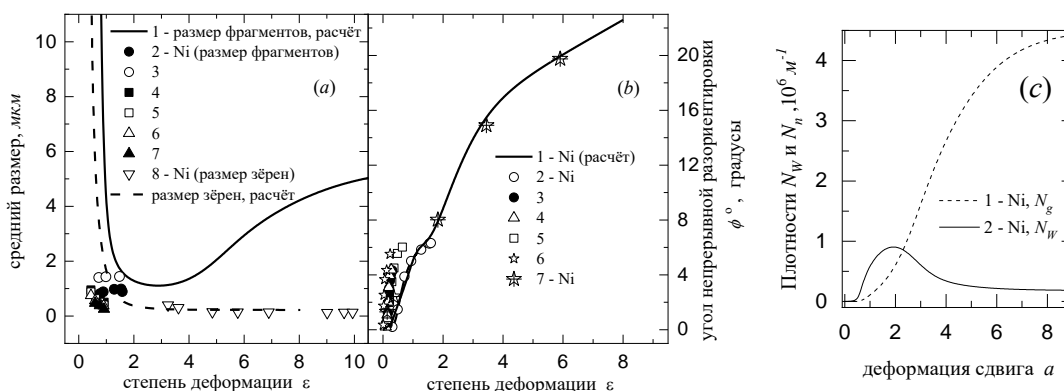


Рисунок 1 – (а): 1 – данные моделирования, 2 и 3 – монокристалл Ni; 4- Cu+0,5Al; 5 – Cu+5Al; 6- Cu+0,4Mn; 7 – Cu+6Mn; 8 – Ni, деформируемый в камере Бриджмена; 9 – данные моделирования; (б): 1 – данные моделирования; 2 и 3 – монокристалл Ni; 4 – Cu; 5 – Cu+12Al; 6 – Al; 7 – Ni, деформируемый в камере Бриджмена; (с): 1 – данные моделирования по плотности границ зёрен; 2 – данные моделирования по плотности малоугловых дислокационных стенок

Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными (рис. 1), показало, что расстояние между малоугловыми стенками (рис. 2, а), снижается до стадии формирования фрагментов, которая соответствует углу разориентировки около 8° на (рис. 2, б). При мегапластических деформациях плотность границ зёрен на порядок превосходит плотность границ фрагментов (рис. 1, с).

**Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).**

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Старенченко В.А., Черепанов Д.Н., Селиваникова О.В. Моделирование пластической деформации кристаллических материалов на основе концепции упрочнения и отдыха в ГЦК-металлах // Изв. ВУЗов. Физика. – 2014. – Т. 57. – № 2. – С. 4-14.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ПРОКАТКЕ В РЕЛЬЕФНЫХ ВАЛКАХ

Есболат А.Б.<sup>1</sup>, Панин Е.А.<sup>1\*</sup>, Арбуз А.С.<sup>2</sup>, Куис Д.В.<sup>3</sup>, Ержанов А.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Карагандинский индустриальный университет, Темиртау, Казахстан

<sup>2</sup>АОО "Назарбаев университет", Астана, Казахстан

<sup>3</sup>Белорусский государственный технологический университет, Минск, Беларусь

\* автор-корреспондент, e-mail: cooper802@mail.ru

Создание новых технологий деформирования, позволяющих получать заготовки с улучшенными механическими свойствами, остается одной из актуальных задач обработки давлением. При этом следует учитывать тот факт, что перед проведением лабораторных и промышленных испытаний новой схемы деформирования, ее необходимо всесторонне изучить теоретически. На этом этапе обычно проводится выявление закономерностей изменения энергосиловых характеристик от различных геометрических и технологических параметров процесса. Полученные зависимости после проверки на адекватность позволяют определить наиболее оптимальные параметры изучаемого процесса деформирования. Такой подход хорошо зарекомендовал себя при изучении совмещенных процессов [1-2].

Целью настоящей работы является определение зависимостей для нахождения среднего давления и усилия деформирования при прокатке в рельефных валках. Ввиду того, что форма очага деформации при деформировании в данных валках является достаточно сложной, для решения поставленной задачи было решено применить подход, применяемый к очагам деформации со сложной пространственной формой [3]. Суть данного подхода заключается в том, чтобы представить оригинальную пространственную форму очага деформации наиболее близкой по внешнему виду плоской схемой. Для схемы прокатки в рельефных валках наиболее близкой схемой будет деформирование в трапециевидных бойках (Рис. 1). Учитывая наличие фактора приближенности при замещении схем деформирования, после получения эмпирических зависимостей необходимо осуществить проверку на адекватность получаемых значений давления и усилия, которая будет проводиться с помощью компьютерного моделирования.

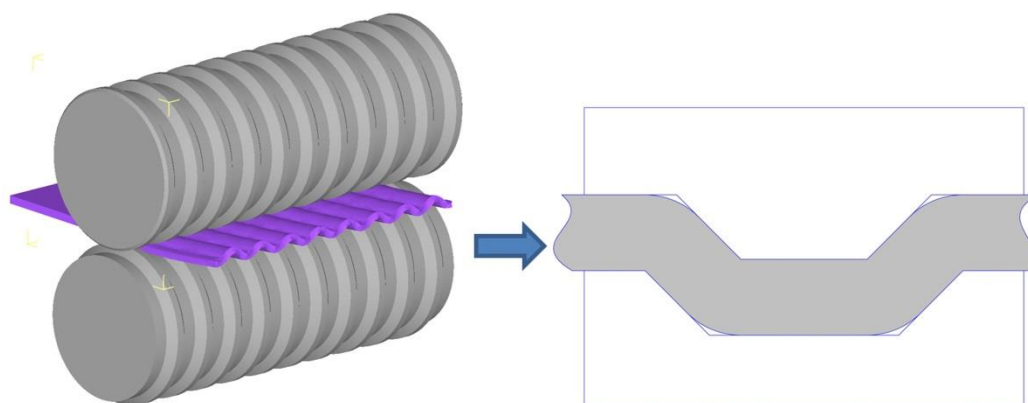


Рисунок 1– Замещающая плоская схема очага деформации при прокатке в рельефных валках

На рисунке 2 представлена схема внедрения трапециевидного выступа в заготовку. При этом на заготовке можно выделить 2 зоны деформации (выделены серым): зона 1 – зона обжатия заготовки горизонтальным участком выступа; зона 2 - зона обжатия заготовки наклонным участком выступа [4].

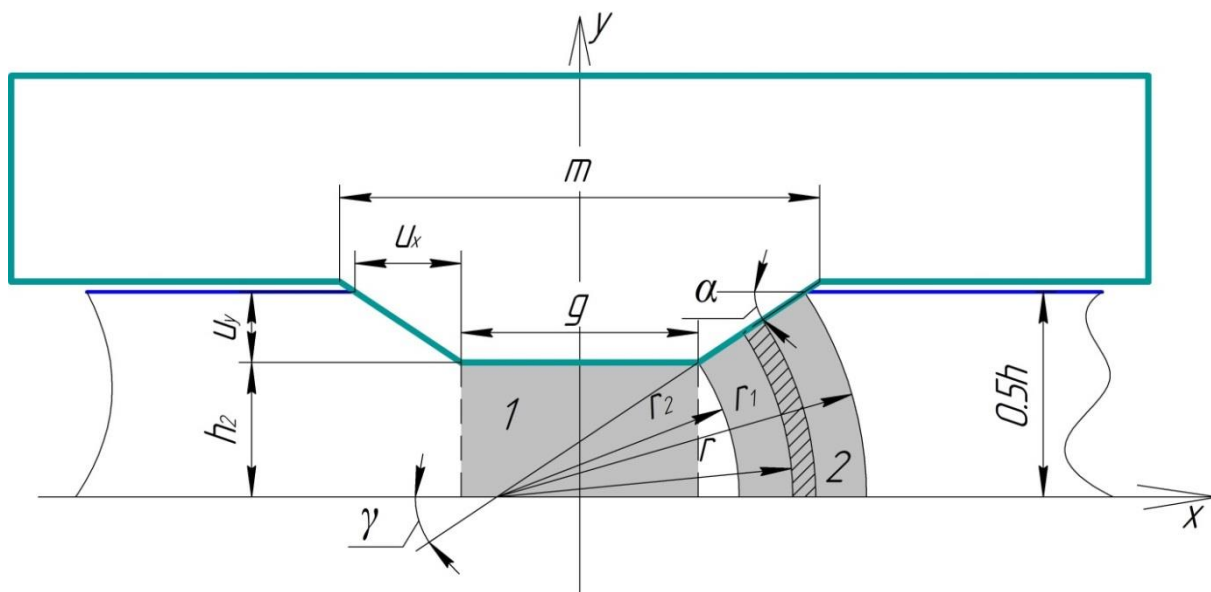


Рисунок 2– Внедрение трапециевидного выступа в заготовку

Для проверки адекватности значений давления, получаемых при расчете, был проведен расчет трех различных вариантов заготовок из медного сплава М1. В качестве варьируемого параметра была выбрана толщина заготовки: 10 мм, 12,5 мм и 15 мм. Исходные данные для расчета представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Исходные данные для расчета среднего давления

Толщина, мм	h, mm	h <sub>2</sub> , mm	g, mm	γ=α, deg	σ <sub>γ</sub> , МПа	τ=μσ <sub>γ</sub> , МПа	u <sub>x</sub> , mm
10	20	10	10	45	120	84	10
12,5	25	12,5	12,5	45	120	84	12,5
15	30	15	15	45	120	84	15

В результате для всех толщин получено значение среднего давления 136,8 МПа. Это является следствием того, что в исследуемой конфигурации рельефных валков значения зазора между валками и ширины выступа равны. В результате единичная ширина зазора между валками (расстояние между двумя одинаковыми точками по ширине валка) для всех толщин будет одинаковым по форме и соотношениям размеров, отличаясь только масштабированием, которое зависит от толщины заготовки. В таблице 2 приведены значения среднего давления, полученного по расчетам и в ходе компьютерного моделирования. Сравнение результатов показало высокую сходимость, что говорит об адекватных результатах расчета.

Таблица 2 – Значения среднего давления при прокатке в рельефных валках

Толщина заготовки, мм	Среднее давление при расчете, МПа	Среднее давление при моделировании, МПа
10	136,8	140-147
12,5	136,8	135-142
15	136,8	130-138

В таблице 3 приведены сводные значения усилий, полученные при расчете и моделировании. Во всех случаях сравнение результатов дает достаточно низкую погрешность. В то же время во всех случаях усилие при моделировании немного больше расчетного, что связано со значением предела текучести – при расчетах используется одно значение, а при моделировании оно постоянно изменяется согласно кривым упрочнения материала.

Таблица 3 – Значения усилий при прокатке в рельефных валках

Толщина заготовки, мм	Усилие прокатки при расчете, Н	Усилие прокатки при моделировании, Н
10	654048,3	661000
12,5	783480,2	789000
15	858259,6	863000

Используемая методика применима не только в случае симметричной прокатки или при скоростной асимметрии, но и в случае прокатки в рельефных валках разного диаметра. В этом случае ключевым параметром будет являться длина очага деформации, которая зависит от радиуса валков. Для проверки была построена модель прокатки заготовки толщиной 12,5 мм, шириной 400 мм в рельефных валках с диаметрами 200 и 300 мм (коэффициент асимметрии 1,5). Исходя из полученных данных, величина усилия на валке диаметром 200 мм составила 908000 Н, а на валке диаметром 300 мм - 969000 Н. При расчете по рассмотренной методике величина усилия на валке диаметром 200 мм составила 914060,2 Н, а на валке диаметром 300 мм – 959563,4 Н.

#### БЛАГОДАРНОСТИ

**Данное исследование было профинансировано Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (грант № AP14869080).**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. E. Panin, S. Lezhnev, A. Naizabekov, T.Koinov, Theoretical grounds of the combined rolling - equal - channel step pressing process, J. Chem. Technol. Metall., Vol. 51, 2016, P. 594-602.
2. E.I. Fakhretdinova, G.I. Raab, M.M. Ganiev, Development of a Force Parameter Model for a New Severe Plastic Deformation Technique – Multi-ECAP-Conform, Applied Mechanics and Materials, Vol. 698, 2014, P. 386-390.
3. П.К. Тетерин, Теория поперечно-винтовой прокатки, М.: Металлургия, 1971. - 368 с.
4. A.B. Naizabekov, Scientific and technological bases for improving the efficiency of forging processes with alternating deformations, Almaty, Gylym, 2000 – 336 p.

## СПОСОБ ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ

Антанович А.А.

ФГБУН институт физики высоких давлений Российской Академии наук,  
Москва, Троицк, Россия  
antanov@hppi.troitsk.ru

Горячее изостатическое прессование (ГИП), заключающееся в обработке материалов высокими давлениями при высоких температурах, широко используют для обработки металлических и керамических порошковых изделий, а также для пропитки пористых материалов расплавленными веществами, например, легкоплавкими металлами. При этом обрабатываемые заготовки материала обычно помещают в тонкостенные металлически контейнеры, равномерно передающие давление на поверхность заготовок. В качестве среды, передающей давление, в основном используют газообразные аргон или азот.

Схема одной из установок, использующей газообразный азот в качестве передающей давление среды, для пропитки биоморфного углеродного каркаса жидким алюминием показана на Рисунке 1[1].

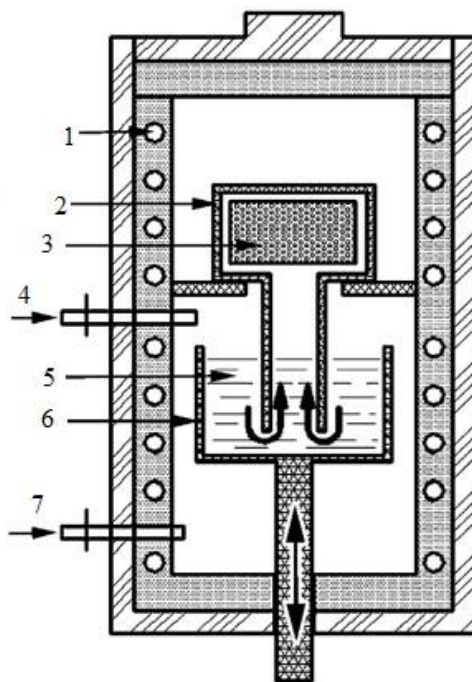


Рисунок 1 – Схема установки для газостатической пропитки графита алюминием  
1 – нагреватель, 2 – контейнер, 3 – графит, 4 – от вакуумного насоса, 5 – жидкий алюминий,  
6 – тигель, 7 – от газового компрессора

Алюминий плавил в тигле на дне сосуда высокого давления, объем которого предварительно вакуумировали. Затем вакуумный насос отключали, тигель с расплавленным металлом поднимали, с помощью компрессора создавали высокое давление газообразного азота на зеркало расплавленного алюминия, обеспечивая пропитку открытых пор графита. Основными недостатками устройств для газостатического прессования являются взрывоопасность, сложности в обеспечении теплозащиты стенок сосуда высокого давления, а также в решении задач сложного теплообмена.

Для пропитки углеродных каркасов каменноугольным пеком с последующей карбонизацией в технологии производства углерод-углеродных композиционных

материалов [2] мы применяли взрывобезопасное устройство высокого давления, схема которого приведена на Рисунке 2. Отличительными особенностями устройства, являющегося аппаратом высокого давления типа «цилиндр-поршень» двухстороннего сжатия, является то, что цилиндр набирали из отдельных силовых колец, поставленных друг на друга, а средой, передающей давления служит сухой кварцевый песок. Углеродный каркас и каменноугольный пек размещали в герметизированном тонкостенном стальном контейнере. Для нагрева контейнера использовали резистивный ленточный нагреватель из нержавеющей стали толщиной 0,1 мм. Песок обладает достаточно низкой теплопроводностью и служит хорошей теплозащитой внутренних поверхностей силовых колец аппарата. Кроме того, для усиления теплозащиты в силовых кольцах предусмотрены каналы водяного охлаждения. Усилие на поршни оказывали с помощью гидравлического пресса.

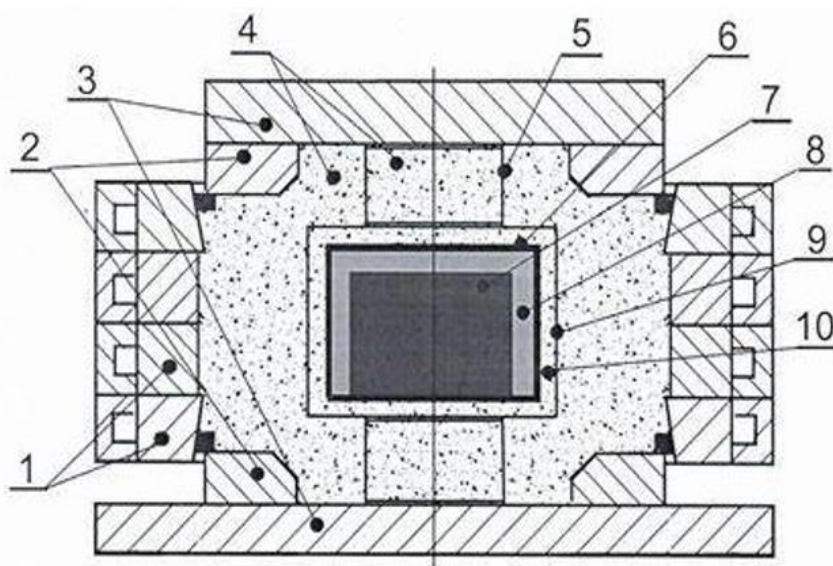


Рисунок 2 – Схема аппарата высокого давления

1 – силовые кольца цилиндра, 2 – поршни, 3 – опорные плиты, 4 – песок,  
5 – токоподвод, 6 – контейнер, 7 – углеродный каркас, 8 – каменноугольный пек,  
9 – нагреватель, 10 – электроизоляция

Такой аппарат может успешно применяться для пропитки под давлением, так как после плавления пропитывающего вещества пористый каркас в герметичном контейнере будет находиться в условиях полной гидростатики. Однако при прессовании порошковых изделий боковое давление песка в таком аппарате будет составлять  $\sim 0,6$  от осевого давления [3], что не может не сказаться на качестве прессовки.

Для снижения взрывоопасности газостатических установок высокого давления, упрощение системы теплозащиты стенок и улучшения теплообмена предлагаются способ и устройство, схема которого приведена на Рисунке 3. Конструкция предлагаемого устройства сочетает в себе элементы конструкций двух приведенных выше установок высокого давления. Основная особенность предлагаемого газостатического устройства заключается в том, что весь его внутренний объем заполнен кварцевым песком или иным сыпучим материалом. Пористость песка составляет 37-47% в зависимости от крупности и преимущественной формы зерен. Это позволяет более, чем в два раза снизить необходимое количество газа высокого давления и, соответственно, степень взрывоопасности.

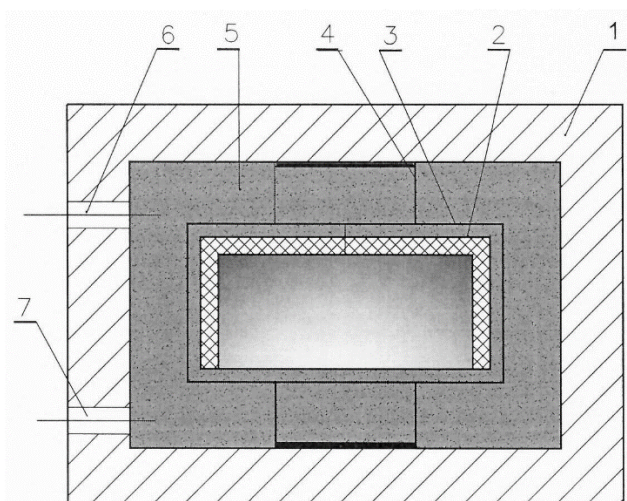


Рисунок 3 – Схема предлагаемого газостатического аппарата высокого давления  
 1 – силовой корпус, 2 – контейнер с заготовкой, 3 – нагреватель, 4 – токоподвод, 5 – песок, 6 – от вакуумного насоса, 7 – от компрессора

Система нагрева контейнера такая же, как в аппарате высокого давления на Рисунке 2. Заполнение свободного внутреннего объема устройства песком позволяет подавить конвективный и радиационный теплообмены и обеспечить теплозащиту силовой части устройства. Например, при нагреве контейнера диаметром 40 мм и высотой 30 мм, содержащего заготовку графита и навеску алюминиевого сплава, в аппарате высокого давления с внутренним диаметром 150 мм до температуры 750°C в течение 50 минут с последующей выдержкой при этой температуре в течение 10 минут силовой корпус нагрелся всего ~ на 50 градусов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tian-Chi Wang, Tong-Xiang Fan, Di Zhang, Guo-Ding Zhang // Carbon. 2006. V. 44. P. 900. DOI:10.1016/j.carbon.2005.10.022
2. Антанович А.А. // Материалы. Технологии. Инструменты. 2009. Т. 14. № 4. С. 78
3. Антанович А.А. // Боковое давление в сыпучих материалах при осевой нагрузке. Материалы международной научно-практической конференции «Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование 2022» (ICMSSTE 2022). Ялта, Россия, я 2022 г. С. 467-472.

**ИЗМЕНЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГОРЯЧЕКАТАННОЙ МЕДИ М1 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА**

**Землякова Н.В.**

*Институт проблем машиностроения РАН - филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения «Федеральный исследовательский центр*

*Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова - Грехова Российской академии наук»*

*(ИПМ РАН). Нижний Новгород, Россия*

*serti222@yandex.ru*

В настоящее время методом равноканального углового прессования получают объемные образцы с новыми физико-механическими характеристиками и средним размером зерна менее микрона [1-5]. После проведения интенсивной пластической деформации методом РКУП в материале формируется деформационная текстура, которая проявляется на разных уровнях: микро (дислокационная), мезо (кристаллографическая) и макро (механическая) [1,3]. Деформационная текстура влияет на анизотропию структурных составляющих и механических свойств материала [4,5]. В практике металлообработки все большее внимание уделяется не только контролю текстуры в изделиях из меди, но и получение изделий с заранее прогнозируемой текстурой или ее отсутствием.

Цель работы: изучить динамическую анизотропию модулей сдвига для меди М1. Для исследования были представлены 10 образцов размерами 8×8×55 мм технической чистой меди М1 после горячей прокатки и 8 проходов РКУП по маршруту *Vc* при комнатной температуре. На 5 образцах затем проводился рекристаллизационный отжиг в муфельной печи при нагреве до температуры 500° С. Для определения температуры начала рекристаллизации вырезали образцы и затем нагревали их в муфельной печи с шагом в 50° С до температуры 450° С.

Исследование микроструктуры проводили на металлографическом микроскопе *Neophot - 32*.

Акустические испытания проводили для определения собственной кристаллографической анизотропии и динамических модулей сдвига. Существует метод, с помощью которого по измеренным скоростям продольных и сдвиговых акустических волн рассчитывают динамический модуль упругости [6-7]. Методика акустических испытаний приведена [6]. Для измерения использовали установку, состоящую из генератора, зондирующих действия пьезоэлектрических сигналов, высокочастотного усилителя, цифрового осциллографа PC SCOPE 1000VS и ПК. Центральная частота пьезоэлектрических преобразователей составляла ~ 5 МГц. Исследования проводились при комнатной температуре. Для получения амплитудно - временной диаграммы серии отраженных импульсов использовался цифровой осциллограф PCS500 Velleman. Полученные данные обрабатывались в программе MathCad. Относительная погрешность измерения времени распространения поперечных волн составила 0,02%, продольных волн – 0,04 %, модулей не превышала 0,3 %. Перед исследованием образец шлифовали, боковые поверхности разделили на 4 зоны (1, 2, 3, 4) длиной по 10 мм каждая, замеры проводили на перпендикулярно расположенных гранях образца (z) и (y) согласно схеме, приведенной ниже.



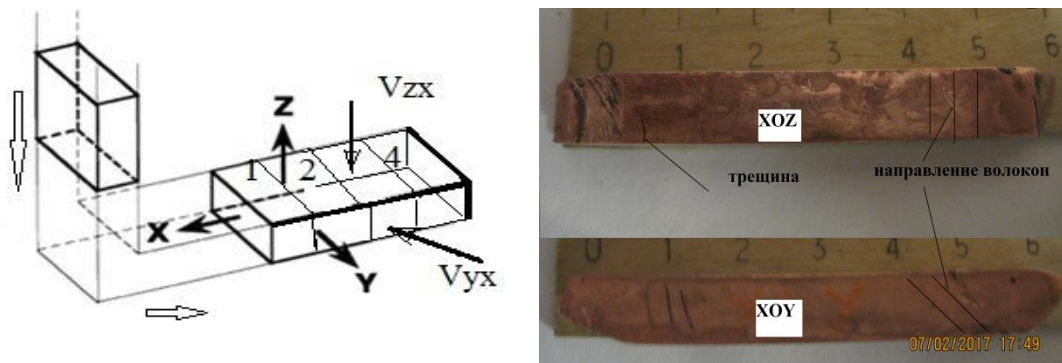


Рисунок 1 – Схема прохода образца в прессе и места замеров и внешний вид образца (справа) в двух проекциях с направлением волокон [5]. Анизотропию модулей сдвига  $A$  определяли как в работе [6].

### Анализ экспериментальных данных

**Микроструктурные исследования.** Металлографический анализ показал, что после РКУП и постепенного нагрева до  $450^{\circ}\text{C}$  видно, образована градиентная структура из трех слоев (рис.2). В наклепанном 1 слое (отделен чертой) толщиной  $35\ \mu\text{m}$  прошла рекристаллизация с образованием зерен диаметром  $21\ \mu\text{m}$ . Второй слой толщиной  $200\ \mu\text{m}$  состоит из частично рекристаллизованных зерен в виде двойников отжига размером  $40\ \mu\text{m}$ . Третий слой далее сохраняются зерна УМЗ структуры размером  $0,3\ \mu\text{m}$ . Структура неоднородная, так как получена в результате неполной рекристаллизации. Неоднородность проявляется и по сечению образца, когда на расстоянии более  $300\ \mu\text{m}$  от поверхности в структуре сохраняется только мелкое зерно размером  $0,3\ \mu\text{m}$ .

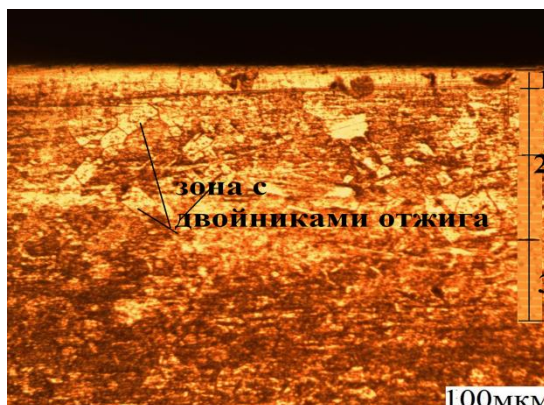


Рисунок 2 – Микроструктура меди М1 после РКУП и отжига  $\times 500$

### Акустические характеристики.

Значения динамических модулей по длине образца после РКУП представлены на (рис. 3,а) и после отжига (рис. 3,б).

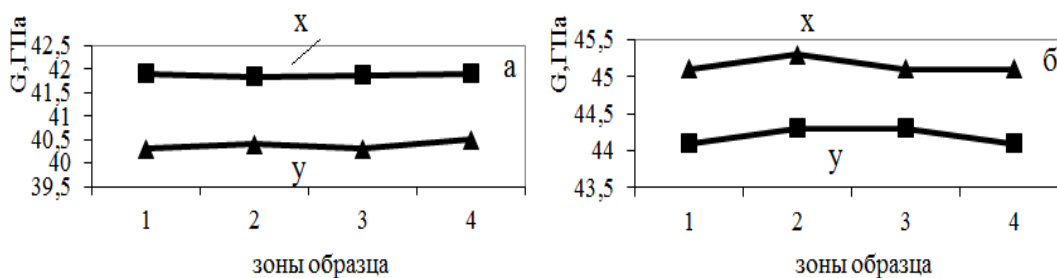


Рисунок 3 – Динамические модули сдвига  $G'$  меди М 1, измеренных на двух гранях  $x$  и  $y$  после РКУП (а) и отжига (б).

Из данных, приведенных на рис. 3 следует, что после рекристаллизационного отжига модули увеличиваются в среднем на 10 %. Также видно, что модули, измеренные по толщине и ширине образца, после РКУП различаются на 5 %, после отжига отличия нивелируются.

### **Обсуждение результатов**

По результатам замеров скорости сдвиговых упругих волн на гранях  $x$  и  $y$  были посчитаны значения динамических модулей сдвига  $G$ : (42 ГПа - 42 ГПа) – в горячекатаном исходном состоянии и после РКУП составили (40 ГПа-42 ГПа) и увеличились после отжига при температуре 500° С до значений (44 ГПа- 45 ГПа). Таким образом, в результате проведения РКУ прессования и отжига изотропный материал становится анизотропным. Различие модулей в пределах одного образца можно объяснить образованием на гранях  $xy$  и  $xoz$  микроструктуры в виде полос сдвига в виде волокон, расположенных под разными углами к продольной оси. Повышение динамических модулей сдвига после термической обработки происходит, когда из волокон формируется зерно и текстура рекристаллизации. Для последующей вытяжки листового материала важно отсутствие анизотропии в материале. Посчитаем коэффициент относительной анизотропии динамических модулей сдвига по формуле [6]. Значение коэффициента относительной анизотропии модулей  $A$  для образцов после РКУП и отжига составили: 1,04 и 1,02 соответственно.

### **Заключение**

Анализ изменения динамического модуля сдвига показал возможность использовать его в качестве критерия состояния материала после комбинированной термомеханической обработки материала. Значения динамических модулей сдвига после РКУП и отжига максимально отличаются на 9 %. Рекомендуется после РКУП проводить отпуск для снятия внутренних напряжений при температуре 180° С.

Представленные в работе результаты можно использовать при выборе требуемых свойств меди и получения градиентной структуры.

**Автор выражает благодарность за помощь в получении измерений по акустике Семеновой Н. В.**

**Работа выполнена в рамках госзадания России на фундаментальные научные исследования на 2021 - 2023 годы (тема № 0030-2021-0025).**

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272с.
2. Утяшев Ф.Р. Современные методы интенсивной пластической деформации. Уфа, 2008. 314с.
3. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск. Наука и техника. 1994. 231с.
4. Коршунов А.И. и др. Качество механических свойств металлов и сплавов после равноканального углового прессования // Физика и техника высоких давлений. 2008. т. 18. № 4. С. 87 - 94.
5. Коршунов А.И. Физико-механические свойства материалов после равноканального углового прессования. Особенности появления. Монография. Саров, 2013. 256с.
6. Кикин П.Ю., Мишакин В.В., Перевезенцев В.Н., Землякова Н.В., Кассина Н.В. Исследование корреляции структурных параметров и механических свойств с акустическими характеристиками ультрамелкозернистого алюминиевого сплава 1421.// Вопросы материаловедения. 2008. № 3 (55). С. 19-24.
7. Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы в физике твердого тела. – М.: Мир, 1972. 308с.

8. Auld B. A. Acoustic Fields and Waves in Solids. Volume 1 California: Krieger Publishing Company, 1990 446 p.
9. Sayers C.M. Ultrasonic velocities in anisotropic polycrystalline aggregates // J. Phys. D: Appl. Phys, 1982. №15. P. 2157 - 2167.
10. Allen D.R., Sayers C.M. The measurement of residual stress in textured steel using an ultrasonic velocity combinations technique // Ultrasonics. 1984 V. 22. № 4. P. 179–188.
11. Землякова Н.В. Влияние большой пластической деформации на изменение структуры меди М 1. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. Т. 13. № 3. С. 326-330.

## **ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ**

**Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>, Palani I.A.<sup>2</sup>**

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

<sup>2</sup>*Indian Institute of Technology Indore, Indore, India*

*e-mail: spbelyaev@mail.ru*

Последние десятилетие можно назвать периодом активного внедрения аддитивных технологий для создания объектов из металлических материалов. Наиболее распространённой технологией является методика послойного лазерного плавления, которая позволяет синтезировать детали из порошка. Вместе с тем эта технология пригодна для производства миниатюрных деталей. Для получения массивных деталей используют технологии прямого синтеза, к которым относится методика послойной электродуговой наплавки. В этом случае в качестве расходного электрода используют наплавляемую проволоку, при этом нет необходимости использовать вакуумную камеру, поэтому размеры детали не ограничены. Особенностью изделий, полученных с использованием аддитивных технологий, является формирование особой структуры и текстуры, неоднородное распределение химических элементов по высоте образца, что существенно влияет на механические свойства деталей. Это влияние особенно чувствительно для сплавов с памятью формы, в которых текстура определяет уровень максимальной обратимой деформации, а химический состав влияет на параметры мартенситных переходов и эффекты памяти формы. Целью настоящей работы явилась адаптация метода послойной электродуговой наплавки для получения массивных образцов сплава TiNi, демонстрирующего эффекты памяти формы.

В работе было изучено влияние параметров метода послойной электродуговой наплавки (типа подложки, температуры подложки, напряжение в дуге) на структуру, мартенситные превращения и функциональное поведение многослойных однорядных стенок сплава TiNi. Изучено влияние термообработки на структуру и функциональные свойства синтезированных объектов. На основании этого оптимизирована технология получения образцов сплава TiNi с заданными свойствами.

Результаты работы показали, что использование в качестве подложки стальной плиты является нецелесообразным, поскольку железо проникает в нижние слои стенки и подавляет мартенситные превращения. При наплавлении сплава TiNi на титановую подложку изменяется концентрация титана в нижних слоях образца, что позволяет получать гетерогенные образцы, испытывающие мартенситные превращения и демонстрирующие эффекты памяти формы при разных температурах в различных слоях. Установлено, что вне зависимости от параметров послойной наплавки, во всех образцах формируется [001] текстура, острота которой возрастает с увеличением температуры подложки. Определены оптимальные режимы отжига синтезированных образцов, позволяющие максимально выравнять концентрацию химических элементов в фазе TiNi в разных слоях, что увеличивает долю сплава, испытывающего мартенситные превращения, и улучшает функциональное поведение этих объектов. Показано, что образцы, синтезированные по оптимальной технологии послойной наплавки и подвергнутые оптимальной термообработке, демонстрируют все эффекты памяти формы, однако максимальная деформации никогда не превосходит 4 %, что связано с [100] текстурой.

**Работа выполнена в рамках совместного проекта RSF (№19-49-02014) -DST (#DST/INT/RUS/RSF/P-36)**

## ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МАГНИТНО-АБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ С АЛМАЗОАБРАЗИВНЫМИ КОМПОЗИЦИОННЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Якубовская С.В., Корбит А.А., Бежик А.А.

*Белорусский национальный технический университет,  
г. Минск, Республика Беларусь, E-mail: almain@mail.ru*

Одной из операций при изготовлении алмазоабразивного инструмента является операция вскрытия алмазосодержащего слоя инструмента. Вскрытие алмазосодержащего слоя осуществляется обработкой слоя (алмазосодержащего композиционного материала) абразивным кругом. Однако, при вскрытии алмазосодержащего слоя абразивным кругом одновременно с износом связки происходит и разрушение алмазных зерен, и вырыв алмазных зерен из связки. Следствием этого является снижение режущей способности инструмента.

Магнитно-абразивную обработку (МАО) можно сравнивать с обработкой свободным абразивом, которая в отличие от абразивной обработки связанным абразивом не оказывает ударного воздействия на связку и алмазные зерна. При МАО алмазосодержащих композиционных материалов изнашиванию подвергается преимущественно связка, а не алмазные зерна, что позволяет повысить количество алмазных зерен в приповерхностном слое алмазосодержащего композиционного материала.

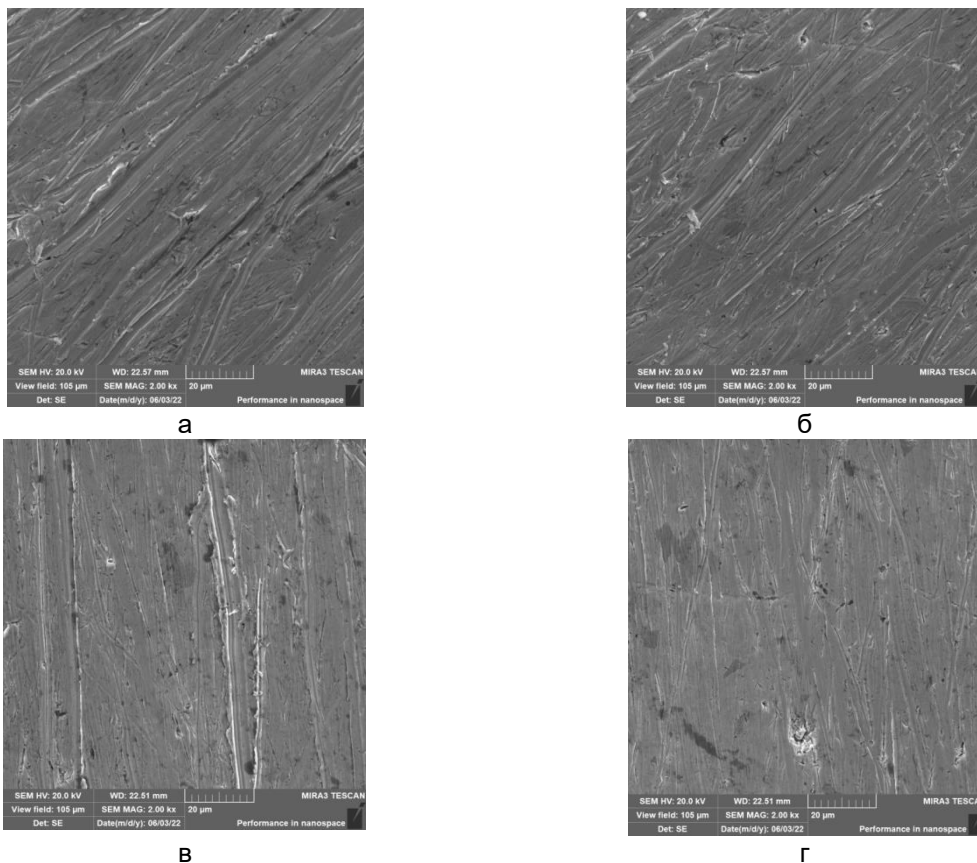
Целью настоящей работы является исследование влияния концентрации абразива в магнитно-абразивных композиционных порошках на морфологию поверхностей износа алмазоабразивных композиционных материалов; установление механизмов контактного взаимодействия магнитно-абразивных порошков с алмазоабразивными композиционными материалами.

В качестве магнитно-абразивных порошков использовали композиционные порошки с поверхностным и объемным расположением зерен карбида бора фракции 80/63 мкм (абразив). Концентрация зерен карбида кремния в магнитно-абразивных порошках с объемным расположением частиц абразива составляла 12; 25; 35 об. %; с поверхностным расположением частиц абразива – 4 и 6 об. % (в пересчете на объем порошка). Магнитно-абразивные порошки использовали для магнитно-абразивной обработки сегментов (24х6х3) алмазных отрезных кругов. Длительность обработки составляла 3 и 6 мин. Концентрация алмазных зерен (фракция 500/400 мкм) в сегменте составляла 12 и 25 об. %. Исследование морфологии поверхностей износа алмазосодержащих сегментов проводили на растровом электронном микроскопе VEGA/TESCAN.

Согласно полученным экспериментальным данным (рисунок 1), вне зависимости от концентрации зерен абразива в исследуемых интервалах значений и строения магнитно-абразивных порошков (поверхностное или объемное расположение зерен абразива) на поверхности износа алмазосодержащих композиционных материалов формируются микрорельефы из множества борозд, ориентированных в направлении обработки.

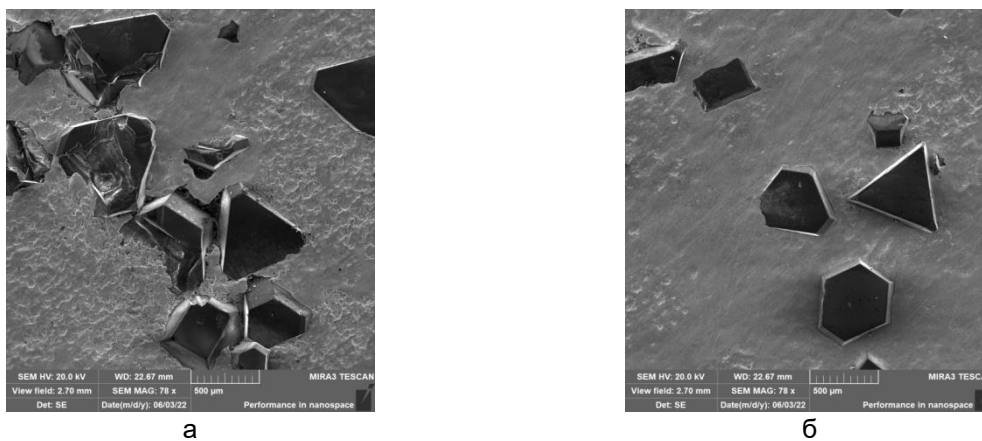
Увеличение концентрации зерен абразива, участвующих в процессе резания снижает количество глубоких борозд и приводит к формированию более сглаженных микрорельефов на поверхности связки алмазосодержащих композиционных материалов (рисунок 1).

По мере увеличения длительности магнитно-абразивной обработки поверхности алмазосодержащего сегмента, изнашивания связки и выступления алмазных зерен из связки происходит формирование более сглаженных микрорельефов на поверхности связки сегмента (рисунок 2).



Концентрация зерен карбида кремния, об. %: а – 4; б – 6; в – 12; г – 35.

Рисунок 1 – Морфология поверхности износа связки алмазосодержащих сегментов после обработки магнитно-абразивным порошком с поверхностным (а, б) и объемным (в, г) расположением зерен карбида кремния (80/63 мкм). Длительность магнитно-абразивной обработки 3 мин



Концентрация зерен карбида кремния, об. %: а – 6; б – 35.

Рисунок 2 – Морфология поверхности износа алмазосодержащих сегментов (содержание алмазных зерен в связке 25 об. %) после обработки магнитно-абразивным композиционным порошком с поверхностным (а) и объемным (б) расположением зерен карбида кремния (80/63 мкм). Длительность магнитно-абразивной обработки 6 мин

Магнитно-абразивная обработка поверхности алмазосодержащих сегментов приводит к изнашиванию связки алмазосодержащего композиционного материала и оказывает незначительное воздействие на алмазное зерно (рисунок 2). Тем не менее

на поверхности отдельных алмазных зерен присутствуют следы воздействия зерен карбида кремния в форме борозд и сколов (рисунок 3).

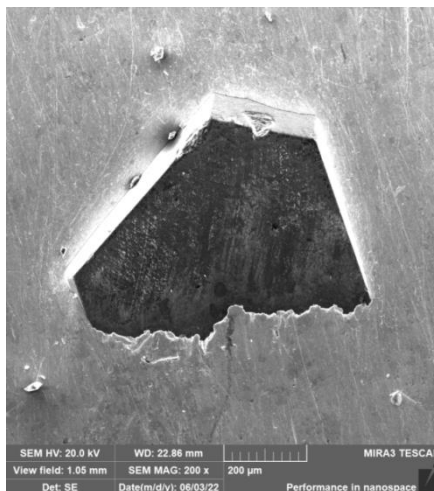


Рисунок 3 – Морфология поверхности износа алмазосодержащего сегмента после обработки магнитно-абразивным композиционным порошком с объемным расположением зерен карбида кремния (80/63 мкм) с концентрацией 35 об. %. Длительность магнитно-абразивной обработки 6 мин

Микрорельеф на поверхности связки алмазосодержащего сегмента после магнитно-абразивной обработки в течение 3 мин указывает на абразивный механизм изнашивания связки алмазосодержащего композиционного материала. По мере увеличения длительности магнитно-абразивной обработки и выступания вершин алмазных зерен над связкой микрорельефы на поверхности связки сглаживаются. Подобный характер изменения морфологии микрорельефов на поверхности связки по мере увеличения длительности магнитно-абразивной обработки указывает как на изнашивание зерен абразива, так и на изменение условий контактного взаимодействия единичных магнитно-абразивных инструментов с поверхностью алмазосодержащего композиционного материала. Присутствие на поверхности магнитно-абразивных частиц отдельных пятен износа (контакта с алмазосодержащим материалом) указывает на то, что изнашивание единичного магнитно-абразивного инструмента не является основной причиной изменения морфологии поверхности алмазосодержащего сегмента.

Изнашивание связки алмазосодержащего композиционного материала и выступание алмазных зерен над ее поверхностью изменяет условия контактного взаимодействия единичных магнитно-абразивных инструментов с поверхностью сегмента, что и приводит к изменению (сглаживанию микрорельефов) морфологии поверхности сегмента. Образование на поверхности алмазных зерен сколов указывает на динамический (ударный) характер контактного взаимодействия единичных магнитно-абразивных инструментов с поверхностью сегмента (рисунок 3).

Таким образом, основным механизмом контактного взаимодействия единичных магнитно-абразивных инструментов (квазипластичной среды) с поверхностью алмазосодержащего сегмента является абразивное изнашивание, которое в наибольшей степени проявляется в начальный период магнитно-абразивной обработки. Изменение основного механизма контактного взаимодействия происходит при изнашивании связки и появления на ее поверхности вершин алмазных зерен. Одновременно с абразивным изнашиванием реализуется и дополнительный механизм – хрупкое разрушение алмазных зерен.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА ГРАФЕН/АІ, ПОЛУЧЕННОГО ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ: АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Сафина Л.Р., Баимова Ю.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов, Уфа, Россия  
safliia@mail.ru

Графен представляет собой моноатомный слой атомов углерода, уложенных в гексагональную решетку. Благодаря своим превосходным механическим и физическим свойствам графен может значительно улучшить свойства другого материала [1], получив композит с абсолютно новыми свойствами. В данной работе методом молекулярной динамики исследуются механические свойства композита графен/АІ, полученного деформационно-термической обработкой при разных температурах.

В качестве матрицы для композита выбран скомканый графен, состоящий из свернутых чешуек графена, связанных между собой силами Ван-дер-Ваальса. Поры данной рыхлой структуры заполняются наночастицами АІ сферической формы с диаметром 7.5 Å. Для получения композита, начальная структура выдерживается при комнатной температуре. Далее путем приложения гидростатического сжатия убираются большие пустоты между единичными элементами будущего композита. Итоговой размер ячейки моделирования 63 × 63 × 63 Å. Затем структуры подвергаются гидростатическому сжатию при 300 и 600 К до максимально возможных плотностей. Для описания взаимодействия атомов АІ-АІ и АІ-С используется потенциал Морзе с параметрами, полученными методом *ab-initio* [2, 3]. Несмотря на то, что потенциал Морзе является простым парным потенциалом он хорошо воспроизводит многие свойства систем при различных условиях [4]. После того как была проведена деформационно-термическая обработка при разных температурах, исследуются механические свойства полученных материалов посредством одноосного растяжения.

В работе выявлено, что увеличение температуры гидростатического сжатия выше 300 К практически не влияет на механические свойства композита. Оценка механических свойств композита графен/АІ показывает, что структура, полученная при 300 К имеет максимальный предел прочности около 72 ГПа, а композит, сформированный при 600 К – 74 ГПа. Обе структуры демонстрируют высокую пластичность. В процессе деформационной обработки наночастицы АІ стремятся коагулировать, поскольку связь между наночастицами АІ сильнее, чем между наночастицами и графеном. Наличие наночастиц алюминия с одной стороны повышает пластичность композита, но с другой стороны именно на наночастицах происходит его дальнейшее разрушение.

**Авторы благодарят Российский Научный Фонд (грант № 20-72-10112).**

### ЛИТЕРАТУРА

1. Сафина Л.Р., Баимова Ю.А. Деформационное поведение композита графен-никель, полученного при повышенных температурах // МКМК. 2019. Т. 25. №4. С. 531-542.
2. Girifalco L.A., Weizer V.G. Application of the Morse Potential Function to Cubic Metals // Phys. Rev. 1959. Vol. 114. P. 687-690.
3. Katin K.P., Kaya S., Maslov M.M. Graphene nanoflakes and fullerenes doped with aluminum: features of АІ-С interaction and adsorption characteristics of carbon shell // Lett. Mater. 2022. Vol. 12. №2. P. 148-152.
4. L.R. Safina, E.A. Rozhnova, R.T. Murzaev, J.A. Baimova. Effect of Interatomic Potential on Simulation of Fracture Behavior of Cu/Graphene Composite: A Molecular Dynamics Study // Appl. Sci. 2023. Vol. 13. №2. P. 916.



## ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ МОДИФИЦИРОВАННЫХ БИТУМНЫХ ВЯЖУЩИХ, СОДЕРЖАЩИХ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ И МНОГОСЛОЙНЫЙ ГРАФЕН

Таров Д.В., Евлахин Д.А., Зеленин А.Д., Столяров Р.А., Ягубов В.С., Меметов Н.Р., Меметова А.Е., Чапаксов Н.А., Герасимова А.В.

*Тамбовский государственный технический университет, Тамбов, Россия,  
Evlahin.daniil2002@yandex.ru*

Для залечивания трещин в асфальте посредством нагрева обычно используются два метода, а именно индукционная [1] и микроволновая обработка [2]. Микроволновая техника используется для нагрева асфальта в процессе производства, на месте укладки, удаления льда в холодных странах и самозалечивания трещин [2]. Применение микроволнового нагрева является инновационной прорывной технологией по сравнению с индукционным нагревом, так как требуется меньшее количество подводимой энергии и времени обработки дорожного покрытия, что в итоге приводит к значительному снижению стоимости его регенерации [3].

Применение многостенных углеродных нанотрубок и других восприимчивых к сверхвысокочастотному (СВЧ) электромагнитному излучению углеродных наноструктур в качестве модификаторов, обеспечивает повышение эксплуатационных свойств битумных вяжущих при значительно меньших концентрациях по сравнению с металлической фиброй, а также открывает возможность самозалечивания микротрещин асфальтового покрытия при «разогреве» под действием СВЧ облучения [4-6].

Для исследования механизмов, протекающих под действием СВЧ облучения в наноконпозиционных битумных системах, содержащих углеродные наноструктуры, необходима информация об их электрических характеристиках (удельная электропроводность, объемная доля наполнителя на пороге перколяции, критический показатель электрической проводимости).

Целью данного исследования является разработка методик получения наноконпозитов на основе битума, содержащего многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ), многослойные графеновые нанопластины (МГ) и исследование их электрических характеристик.

В настоящей работе битум модифицировали МУНТ «Таунит-М» и МГ «Таунит-ГМ» (ООО НаноТех Центр, Тамбов, Россия). МУНТ «Таунит-М» представляют собой нитевидные образования, состоящие из графеновых слоев с внутренним каналом. Их синтез осуществляется методом химического осаждения из газовой фазы. МГ «Таунит-ГМ» представляет собой двумерные графеновые пластины в виде водной пасты. Содержание сухого остатка в пасте составляет 5-7%.

МУНТ склонны к образованию агрегатов. Это связано со способностью МУНТ поглощать влагу из окружающей среды. Для устранения агрегации и удаления адсорбированной воды МУНТ предварительно сушили в вакуумном термошкафу при 150 °С в течение 4 часов. После сушки МУНТ механоактивировали в мельнице лопастного типа «WF-20B» 3 мин при скорости вращения тел помола 25000 об/мин с целью уменьшения размеров агломератов и улучшения процесса диспергирования их в полимерной матрице как это было показано в [7].

МГ в исходном виде представлял собой водную пасту, что препятствовало его совмещению с битумом. В связи с этим, МГ подвергали лиофильной сушке «SCIENTZ-10N» (SCIENTZ, Китай). Сушка состояла из двух этапов. На первом этапе навеска МГ замораживалась до температуры ниже -30 °С в течение 20 часов. Заморозка образца производилась до момента выравнивания температур морозильной камеры и замораживаемого образца. На втором этапе замороженная навеска обрабатывалась вакуумом в течение 20 часов. После лиофильной сушки МГ механоактивировали при тех же условиях, что и МУНТ.

Для получения композиционных смесей на основе битума с МУНТ (БУНТ) и битума с МГ (БМГ) была разработана следующая методика получения. Изначально

модификатор смешивался с бензином «Нефрас С2-80/120» (НК "Роснефть", Россия) с помощью вертикальной роторной мешалки НТ-120DX (Daehan, Корея) и обрабатывался ультразвуком И-10 (Ультразвуковая техника – ИНЛАБ, Россия) в течении 30 минут. В отдельную металлическую емкость помещали разогретый до 110 °С бензин и кусковой битум. Таким образом был получен со расплав и со раствор битума. В полученный расплав вводится приготовленная ранее дисперсия модификатора в бензине.

Для определения удельного объемного электрического сопротивления была изготовлена специальная ячейка (рис. 1а).

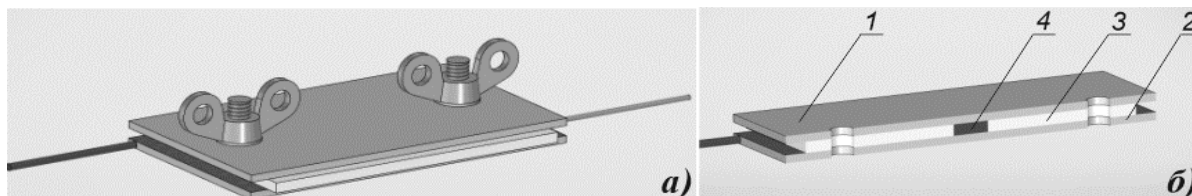


Рисунок 1 – Ячейка для измерения удельного объемного сопротивления:  
а – общий вид ячейки; б – ячейка в разрезе

Ячейка (рис. 1б) состояла из измерительных электродов 1 и 2 изготовленных из фольгированного стеклотекстолита, между которыми устанавливалась матрица из фторопласта 3. В центре матрицы располагалось отверстие диаметром 6 мм. Измерения производили следующим образом. На первом этапе нижний измерительный электрод 2 скрепляли с матрицей 3. В отверстие матрицы помещали расплавленный композит 4. После чего на сборку с композитом устанавливали верхний измерительный электрод 1. Ячейку стягивали с помощью винтов и барашковых гаек, тем самым формируя образец для измерения, представляющего собой цилиндр с диаметром 6 мм и высотой 2 мм. Измерение сопротивления образцов проводили, подключая верхний и нижний измерительные электроды к тераомметру «Е6-13А» (Пунанэ Рэт, Эстония) с верхним пределом измерений  $10^{14}$  Ом. Электрическую проводимость рассчитывали согласно формуле (1) [8].

$$\sigma = 4h / \pi d^2 R \quad (1)$$

Где  $h$  и  $d$  высота и диаметр исследуемого образца (см),  $R$  электрическое сопротивление (Ом),  $\pi$ - число «Пи».

В рамках проведенного исследования разработана оригинальная методика получения битумных вяжущих, модифицированных углеродными нанотрубками и многослойным графеном. Проведено исследование зависимости удельной объемной электрической проводимости нанокompозитов на основе битума от концентрации наноструктурного углеродного наполнителя (многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ) и многослойные графеновые нанопластинки (МГ)). Максимальные значения электрической проводимости составили  $4,76 \times 10^{-4}$  См/см и  $3,5 \times 10^{-4}$  См/см для нанокompозитов, содержащих 6 масс.% МУНТ и 11 масс.% МГ соответственно. Определены объемные доли наполнителя на пороге перколяции для нанокompозитов на основе битума, содержащих МУНТ и МГ, которые составили 0,22 и 2,18 соответственно. Образование перколяционного контура у нанокompозитов, содержащих МУНТ происходит при значительно меньших концентрациях наполнителя по сравнению с битумными композициями, имеющими в своем составе МГ.

Таким образом, результаты настоящего исследования открывают возможность использования МУНТ и МГ в качестве модификаторов битума придавая ему электропроводящие свойства, что в свою очередь позволяет расширить диапазон его практического применения в качестве основной компоненты для антистатических материалов, токопроводящих клеевых составов, различных ремонтно-восстановительных составов и восприимчивых к СВЧ излучению дорожных покрытий.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено при финансовой поддержке Управления образования и науки Тамбовской области и координационного совета по вопросам высшего образования и науки в рамках научного проекта № МУ2022-02/18 «Грант для поддержки прикладных исследований молодых ученых 2022 года».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. García Á., Schlangen E., M. van de Ven, Liu Q. Electrical conductivity of asphalt mortar containing conductive fibers and fillers // *Construction and Building Materials*. 2009. Vol. 23, P. 3175-3181.
2. Gulisano F., Gallego J. Microwave heating of asphalt paving materials: Principles, current status and next steps // *Construction and Building Materials*. 2021. Vol. 278. P. 121993.
3. Gallego J., Del Val M.A., Contreras V., Páez A. Heating asphalt mixtures with microwaves to promote self-healing // *Construction and Building Materials*. 2013. Vol. 42. P. 1-4.
4. Аншин С.М., Кузнецов Д.В., Мамулат С.Л. Результаты применения углеродных нанотрубок «Таунит» для модификации полимер-битумных вяжущих для дорожного строительства // *Материалы I Международной конференции «Графен и родственные структуры: синтез, производство и применение»*. 2015. Тамбов.
5. Каблов Е.Н. Перспективы использования углеродсодержащих наночастиц в связующих для полимерных композиционных материалов // *Российские нанотехнологии*. 2013. Т. 8. № 3–4. С. 28-46
6. Liang H., Long Zh., Tian-qing L., Yu M., Quan-tao L. Research on Induction Heating Activated Self-healing of Cracks in Dense Graded Asphalt Mixture // *China Journal of Highway and Transport*. 2017. Vol. 30. P. 17-24.
7. Столяров Р.А., Ягубов В.С., Меметова А.Е., Меметов Н.Р., Ткачев А.Г., Чапаксов Н.А. Электропроводящие нанокомпозиты на основе хлоропренового каучука, содержащие многостенные углеродные нанотрубки «Таунит» и «Таунит-М» // *Материаловедение*. 2022. № 5. С. 41-48.
8. Blokhin A., Stolyarov R., Burmistrov I., Gorshkov N., Kolesnikov E., Yagubov V., Tkachev A., Zaytsev I., Tarov D., Galunin E., Offor P., Kiselev N. Increasing electrical conductivity of PMMA-MWCNT composites by gas phase iodination // *Composites Science and Technology*. 2021. Vol. 214. P. 108972.

## **РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ОТ СОРТОВОГО ПРОКАТА К ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКЕ**

**Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Куприков М.П.,  
Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Черкасов В.В., Шустер Е.В.**

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия  
andreev.icmateks@gmail.com*

Потребление сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана, используемых для изготовления различных деталей и устройств технического и медицинского назначения, неуклонно растёт. Развитие применяемых технологических решений приводит к росту требований к уровню свойств требуемых полуфабрикатов СПФ TiNi.

В качестве полуфабрикатов для производства широкого спектра изделий из СПФ Ti-Ni используются длинномерные прутки и проволока различного диаметра. Наиболее распространённые технологические схемы производства включает в себя сочетание радиально-сдвиговой или сортовой прокатки исходной литой заготовки при температурах 850-950 °С с последующей горячей ротационной ковкой (РК), которую проводят при температурах 800-850 °С. После применения данной технологической схемы в готовом полуфабрикате формируется рекристаллизованная структура и соответствующий ей сравнительно невысокий комплекс функциональных свойств, который заметно уступает их теоретическому ресурсу, заложенному в СПФ Ti-Ni. Перспектива повышения комплекса свойств СПФ Ti-Ni связана с формированием в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры. Эффективным способом получения УМЗ структур является термомеханическая обработка.

Еще одним видом полуфабрикатов, активно используемых для производства медицинских стентов, соединительных втулок, а также специальных элементов различных конструкций являются трубные заготовки. Выбранная технологическая схема и используемые температурно-деформационные режимы обработки, напрямую влияют на конечный уровень эксплуатационных характеристик трубы. При этом в большинстве работ, посвященных исследованию труб из никелида титана, в качестве основного инструмента, позволяющего влиять на комплекс свойств, рассматривают только процесс последеформационной термической обработки. Технологические операции получения трубы и их влияния на структуру и свойства не учитываются. Имеющиеся данные о технологических схемах раскатки трубных заготовок на производстве позволяют заключить, что данные операции осуществляются исходя из необходимости максимального повышения производительности процесса, обеспечивающей получения требуемой геометрии готовой трубы и минимальных требуемых свойств. Возможности применения специальных режимов термомеханической обработки для обеспечения дополнительного воздействия на структурное состояние готовой трубы и увеличения комплекса свойств не используются. При этом хорошо известно, что применение специальных режимов термомеханической обработки, позволяет добиться формирования в СПФ TiNi благоприятной динамически полигонизованной структуры и заметно повысить механически и функциональные характеристики.

В настоящее время задача создания научных и технологических основ производства бесшовных труб из никелида титана в России является крайне актуальной. Переход к производству отечественных труб из СПФ TiNi высокого качества позволит удовлетворить имеющийся внутренний спрос и повысить надежность и долговечность существующих изделий технического и медицинского назначения, производимых из трубных заготовок, снизить их металлоёмкость и себестоимость.

**Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда  
№ 23-19-00729, <https://rscf.ru/project/23-19-00729/>.**

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СОСТАРЕННЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Варюхин В.Н., Малашенко В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк  
Донецкий национальный университет, Донецк, Россия  
E-mail: malashenko@donfti.ru

Состаренные металлические сплавы являются важным функциональным материалом, нашедшим широкое применение в различных отраслях промышленности, поэтому исследование и улучшение их механических свойств является весьма важной задачей и привлекает внимание многих исследователей. Плотность дислокаций весьма существенно влияет на формирование этих свойств. В случае квазистатической деформации зависимость механических свойств сплавов от плотности дислокаций определяется соотношением Тейлора. Это соотношение является довольно универсальным и подтверждается многочисленными экспериментальными работами [1, 2]. Однако в случае высокоскоростной деформации состаренных бинарных сплавов эта зависимость является более сложной. Высокоскоростная деформация реализуется как на стадии обработки сплавов и изготовления изделий, так и в процессе их эксплуатации [3-5]. При этом скорость пластической деформации может достигать  $10^3 - 10^9 \text{ с}^{-1}$ , а дислокации перемещаются со скоростями от десятков до сотен и даже тысяч метров в секунду. В рамках развитой нами теории динамического взаимодействия дефектов (ДВД) [6-11] были получены аналитические зависимости динамического предела текучести сплава от плотности дислокаций. В работе [9] проанализирована высокоскоростная деформация состаренных бинарных сплавов с высокой плотностью дислокаций. Было показано, что зависимость динамического предела текучести от плотности дислокаций является немонотонной и имеет максимум. Зависимость такого типа наблюдалась экспериментально авторами работы [12]. В работе [10] проанализированы случаи, в которых зависимость предела текучести от дислокационной плотности имеет минимум. Эта зависимость наблюдалась экспериментально в работе [13]. В настоящей работе получены условия, при которых зависимость динамического предела текучести от плотности дислокаций может иметь и минимум, и максимум.

Проанализируем высокоскоростную деформацию состаренного двухкомпонентного сплава, содержащего зоны Гинье-Престона. Эти зоны появляются в сплавах на первой стадии старения и играют весьма важную роль в формировании их механических свойств. Пусть ансамбль бесконечных краевых дислокаций под действием постоянного внешнего напряжения  $\sigma_0$  движется в положительном направлении оси  $Ox$  с постоянной скоростью  $v$  в кристалле, содержащем атомы легирующей примеси и зоны Гинье-Престона. Линии дислокаций параллельны оси  $Oz$ , их векторы Бюргерса  $\mathbf{b} = (b, 0, 0)$  одинаковы и параллельны оси  $Ox$ . Плоскость скольжения дислокаций совпадает с плоскостью  $XOz$ . Положение  $k$ -ой дислокации определяется функцией

$$S_k(y=0, z, t) = vt + s_k(y=0, z, t) \quad (1)$$

Здесь  $s_k(y=0, z, t)$  – случайная величина, описывающая поперечные колебания дислокации, которые возникают при её взаимодействии с хаотически распределенными дефектами структуры. Среднее значение этой величины по длине дислокации и по хаотическому распределению дефектов равно нулю.

Скольжение дислокации описывается следующим уравнением

$$m \left\{ \frac{\partial^2 S_k}{\partial t^2} - c^2 \frac{\partial^2 S_k}{\partial z^2} \right\} = b \left[ \sigma_0 + \sigma_{xy}^p + \sigma_{xy}^{dis} + \sigma_{xy}^G \right] - B \frac{\partial S_k}{\partial t} \quad (2)$$

Здесь  $m$  – масса единицы длины дислокации,  $B$  – константа демпфирования, обусловленная фононными, магнонными, электронными либо иными механизмами диссипации, характеризующимися линейной зависимостью силы торможения дислокации от скорости ее скольжения,  $c$  – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле,  $\sigma_{xy}^p, \sigma_{xy}^{dis}, \sigma_{xy}^G$  – компоненты тензора напряжений, создаваемых на линии  $k$ -й дислокации соответственно точечными дефектами (атомы легирующей примеси), другими дислокациями и зонами Гинье-Престона.

Плоскости зон Гинье-Престона параллельны плоскости скольжения дислокаций, а их центры распределены в кристалле случайным образом. Будем считать, что все зоны имеют радиус  $R$ , одинаковую толщину равную диаметру атома второго компонента, одинаковые векторы Бюргера  $\mathbf{b}_0 = (0, -b_0, 0)$  параллельные оси ОУ.

При взаимодействии движущейся дислокации с дефектами энергия внешних воздействий переходит в энергию дислокационных колебаний. На эффективность этого механизма диссипации влияет вид колебательного спектра дислокации, в первую очередь наличие в нём щели. Наличие щели означает, что дислокация совершает колебания в потенциальной яме, которая перемещается по кристаллу вместе с дислокацией. Такая яма может возникнуть в результате коллективного взаимодействия точечных дефектов или других дислокаций с движущейся дислокацией. При этом спектр колебаний дислокации, содержащий щель  $\Delta$ , имеет вид

$$\omega^2(q_z) = c^2 q_z^2 + \Delta^2 \quad (3)$$

В случае высокой плотности дислокаций именно их взаимодействие вносит главный вклад в формирование спектральной щели. Это имеет место при значениях плотности  $\rho > \rho_0$ , где

$$\rho_0 = \frac{\sqrt{n_d \chi^2}}{b^2}. \quad (4)$$

Здесь  $n_d$  – безразмерная концентрация атомов второго компонента,  $\chi$  – параметр их размерного несоответствия. Спектральная щель при этом описывается следующим выражением

$$\Delta = \Delta_{dis} = b \sqrt{\frac{\rho \mu}{2\pi m(1-\gamma)}} \quad (5)$$

где  $\gamma$  – коэффициент Пуассона,  $\mu$  – модуль сдвига.

В случае  $\rho < \rho_0$  щель формируется в основном благодаря коллективному взаимодействию точечных дефектов с дислокацией и описывается выражением

$$\Delta = \Delta_d = \frac{c}{b} (n_d \chi^2)^{1/4} \quad (6)$$

Динамический предел текучести бинарного сплава равен сумме вкладов тейлоровского упрочнения  $\tau_T$ , вклада зон Гинье-Престона  $\tau_G$  и атомов второго компонента  $\tau_d$

$$\tau = \tau_T + \tau_G + \tau_d \quad (7)$$

Слагаемое  $\tau_T$  пропорционально квадратному корню из плотности дислокаций

$$\tau_T = \alpha \mu b \sqrt{\rho}, \quad (8)$$

где  $\alpha$  – безразмерный коэффициент порядка единицы.

Будем исследовать область скоростей деформации, определённую неравенством

$$\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_{cr} = \rho b^2 c \sqrt{\rho + \rho_0} \quad (9)$$

В этой области сила динамического торможения дислокации зонами Гинье-Престона не зависит от скорости дислокационного движения. Соответственно,  $\tau_G$  не

зависит от скорости пластической деформации. Выполним численные оценки. Для значений  $\rho = 5 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ ,  $b = 4 \cdot 10^{-10} \text{ м}$ ,  $n_d = 10^{-4}$ ,  $\chi = 10^{-1}$ ,  $c = 3 \cdot 10^3 \text{ м/с}$  получим величину критической скорости  $\dot{\epsilon}_{cr} = 10^8 \text{ с}^{-1}$ .

Воспользовавшись результатами работ [3-5], выражение для вклада зон Гинье-Престона запишем в следующем виде

$$\tau_G = \frac{\mu n_G b R}{\sqrt{\rho + \rho_0}} \quad (10)$$

Здесь  $n_G$  – объемная концентрация зон Гинье-Престона.

Вклад атомов легирующей примеси может быть описан следующим выражением

$$\tau_d = \frac{\mu n_d \chi^2 \dot{\epsilon}}{\rho(\rho + \rho_0) b^3 c} \quad (11)$$

Анализ выражения (7) показывает, что зависимость динамического предела текучести является немонотонной и имеет минимум и максимум.

Максимум этой зависимости наблюдается при значениях плотности порядка  $\rho_0$ , положение минимума определяется выражением

$$\rho_{\min} = \left( \frac{2\dot{\epsilon}\rho_0}{\alpha c} \right)^{\frac{2}{3}} \quad (12)$$

В исследуемом нами интервале скоростей деформации получим  $\rho_0 = 10^{15} \text{ м}^{-2}$ ,  $\rho_{\min} = 10^{13} - 10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

Оба экстремума могут наблюдаться при высоком значении объемной концентрации зон Гинье-Престона  $n_G = 10^{23} - 10^{24} \text{ м}^{-3}$  и изменении плотности дислокаций от  $10^{11} \text{ м}^{-2}$  до  $10^{16} \text{ м}^{-2}$ .

Полученные результаты могут быть полезными при определении оптимального режима обработки состаренных сплавов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. K.M. Davoudi, J.J. Vlassak. J. Appl. Phys. 123, 085302 (2018).
2. K.M. Davoudi. Phil. Mag. 101, 533 (2021).
3. A.S. Savinykh, G.I. Kanel, G.V. Garkushin, and S.V. Razorenov. J. Appl. Phys. 128, 025902 (2020).
4. G.I. Kanel, A.S. Savinykh, G.V. Garkushin, S.V. Razorenov, J. Appl. Phys., 127, 035901 (2020).
5. D. Batani. Europhys. Lett., 114, 65001(1-7). (2016).
6. V.V. Malashenko. Physica B: Phys. Cond. Mat. 404, 3890 (2009).
7. В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко. Известия РАН. Серия физическая. 82, 9, 37 (2018).
8. В.В. Малашенко, Т.И. Малашенко. ФТВД 4, 75 (2022).
9. В.В. Малашенко. ФТТ 62, 1683 (2020).
10. В.В. Малашенко. ФТТ 63, 1391 (2021).
11. В.В. Малашенко. ФТТ 64, 1012 (2022).
12. J. Syarif, K. Nakashima, T. Tsuchiyama, S. Takaki. Materials Science. 91, 790 (2005).
13. H. Fan, Q. Wang, J. A. El-Awady, D. Raabe, M. Zaiser. Nat. Commun., 12, 1845 (2021).

**ВЫСОКОПРОЧНЫЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЙ БИОИНЕРТНЫЙ ЦИРКОНИЙ-НИОБИЕВЫЙ СПЛАВ – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ СТОМАТОЛОГИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ**

**Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Кузнецова А.С.<sup>1</sup>, Горшенков М.В.<sup>1</sup>,  
Тен Д.В.<sup>1</sup>, Бондарева С.А.<sup>1</sup>**

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

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

E-mail: rogachev.so@misis.ru

**Введение.** Перспективность цирконий-ниобиевых сплавов как биоинертных конструкционных материалов для изготовления стоматологических имплантатов обоснована в ряде работ [1, 2]. Одним из наиболее распространенных коммерческих высокопрочных цирконий-ниобиевых сплавов является сплав марки Э125 (Zr–2,5% Nb). В данной работе для получения полуфабрикатов (длинномерных прутков) с одновременным приданием им требуемого комплекса механических свойств, сплав Э125 подвергали деформационной обработке ротационной ковкой с последующей правкой и шлифовкой.

**Материал и методы исследования.** Ротационную ковку прутков из сплава в рекристаллизованном состоянии с начального диаметра 12 мм до конечного диаметра 6,5 мм (что соответствует истинной деформацией  $\epsilon = 1,22$ ) осуществляли при температурах 200 °С и 300 °С на модернизированной двухбойковой ротационно-ковочной машине В2129.01. Начальная длина заготовок составила около 600 мм, конечная – около 2000 мм. После ротационнойковки часть образцов отжигали в электропечи при температурах 400 °С и 450 °С с выдержкой 1 час и охлаждением на воздухе.

Электронно-микроскопические исследования структуры в продольном сечении заготовок проводили на тонких фольгах с помощью электронного микроскопа JEM-1400 (JEOL).

Испытание на растяжение проводили на миниатюрных образцах продольного направления до и после ротационнойковки. Длина, ширина и толщина рабочей части образцов составили 5 мм; 1,4 мм и 0,5 мм соответственно. Испытания проводили при комнатной температуре с помощью машины Instron 5966.

**Результаты.** В результате обжатия ротационнойковкой сплава Э125 при обеих температурах в нем сформировалась сильно неоднородная ультрамелкозернистая структура с вытянутыми и равноосными кристаллитами с высокой плотностью дислокаций; доля областей с малоугловой разориентировкой в структуре сплава выше после ротационнойковки при температуре 300 °С по сравнению с ротационнойковкой при температуре 200 °С. После ротационнойковки при температуре 200 °С размер равноосных кристаллитов составил 140–320 нм, а вытянутых субзерен 70–480 нм; а после ротационнойковки при температуре 300 °С – 180–470 нм и 110–380 нм, соответственно.

Формирование ультрамелкозернистой структуры в сплаве Э125 привело к существенному повышению его прочностных характеристик при растяжении по сравнению с рекристаллизованным состоянием – примерно в 2 раза (предел прочности сплава после ротационнойковки достигает 805–820 МПа). При этом сплав после ротационнойковки при температуре 300 °С обладает немного меньшим пределом текучести, чем после ротационнойковки при температуре 200 °С (600–615 МПа и 630–660 МПа, соответственно) и более высоким значением относительного удлинения (20 % и 14–17%, соответственно).

Структура сплава Э125 после ротационнойковки при температуре 300 °С более стабильна при нагреве до температур 400–450 °С, чем после ротационнойковки при температуре 200 °С. Результаты испытания на растяжение показали, что отжиг при температуре 400 °С снижает предел прочности сплава на 4 % (в случае ротационнойковки при температуре 200 °С) или не изменяет предел прочности (в случае



ротационнойковки при температуре 300 °С). Кроме этого отжиг при температуре 400 °С снижает предел текучести сплава на 10 % и на 6 %, для температуры ротационнойковки 200 °С и 300 °С, соответственно. При этом независимо от температуры ротационнойковки относительное удлинение сплава после отжига составило около 19 %. Повышение температуры отжига до 450 °С, независимо от температуры ротационнойковки, вызывает снижение предела прочности сплава на 7 %, а также дальнейшее снижение предела текучести сплава еще на 5–6 %, при этом относительное удлинение не изменяется. Механические свойства сплава после ротационнойковки при обеих температурах и последующего отжига при температуре 450 °С одинаковы.

Таким образом, за счет отжига после ротационнойковки при температурах 400–450 °С можно управлять комплексом механических свойств сплава Э125: наилучший баланс прочности и пластичности сплава обеспечивает ротационнаяковка при температуре 300 °С с последующим отжигом при температуре 400 °С: предел текучести составил 572 МПа, предел прочности – 804 МПа, относительное удлинение – 19 %.

С учетом приобретенного комплекса механических свойств сплав Э125 после ротационнойковки применим в качестве конструкционного материала для изготовления медицинских имплантатов. Кроме этого, циркониевые сплавы в ультрамелкозернистом состоянии имеют выигрыш в коррозионной стойкости [3].

#### БЛАГОДАРНОСТЬ.

**Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-01176-23-00. Благодарим А.Б. Щербакова за предоставление циркониевого сплава и помощь в проведении исследований.**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Асташина Н.Б., Оголь Р.Ю., Рогожников А.Г., Шулятникова О.А., Неменатов И.Г. Обоснование применения сплава циркония Э-125 для реставрации твердых тканей зубов // Российский стоматологический журнал. 2009. № 6. С. 13-14.
2. Byeli A.V., Kukareko V.A., Kononov A.G. Titanium and zirconium based alloys modified by intensive plastic deformation and nitrogen ion implantation for biocompatible implants // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. 2012. V. 6. P. 89-94. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2011.05.034>
3. С.А. Никулин, С.О. Рогачев, А.Б. Рожнов, М.В. Горшенков, В.И. Копылов, С.В. Добаткин. Сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением сплава Zr-2,5%Nb с ультрамелкозернистой структурой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 8. С. 32-38

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Рогачев С.О., Комиссаров А.А., Ли А.В., Баженов В.Е., Мунзаферова Н.Э., Тен Д.В.  
НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия  
E-mail: rogachev.so@misis.ru

**Введение.** Магниевые сплавы вызывают интерес как наиболее легкие конструкционные материалы [1]. В последние годы некоторые магниевые сплавы рассматриваются как биорезорбируемые материалы для использования в медицине [2]. Для применения в медицине сплав должен обладать определенным комплексом механических свойств, в первую очередь уровнем прочности не менее 200 МПа и величиной относительного удлинения не менее 10% [3]. Также для биорезорбируемых материалов важна скорость резорбции, которая не должна превышать 0,5 мм/г [3]. Среди прочих перспективными для разработки новых биорезорбируемых магневых сплавов являются системы легирования Mg–Y–Zn–Mn и Mg–Zn–Ga, т.к. сплавы этой системы удовлетворяют указанным выше требованиям [4, 5]. В данной работе для получения полуфабрикатов (тонких листов) с одновременным приданием им требуемого комплекса механических свойств, исследуемые магниевые сплавы подвергали горячей прокатке. Изучено влияние горячей прокатки на структуру, механические и коррозионные свойства сплавов.

**Материалы и методы исследования.** В качестве материалов для исследования взяты три сплава системы Mg–Y–Zn–Mn: (1) Mg–1,2% Y–0,6% Zn–0,8% Mn, (2) Mg–2,5% Y–1,1% Zn–0,8% Mn и (3) Mg–3,4% Y–1,7% Zn–0,8% Mn и один сплав системы Mg–Zn–Ga: Mg–2% Zn–2% Ga (мас. %).

Сплавы готовили из шихтовых материалов высокой чистоты в графитовом тигле. Плавка велась в печи сопротивления в защитной атмосфере Ar+SF<sub>6</sub>. Перед разливкой в графитовую изложницу сплавы продували аргоном. Термически обработанные пластины исходной толщиной 7 мм подвергали прокатке до конечной толщины 0,2 мм. Прокатку сплавов системы Mg–Y–Zn–Mn проводили при температурах 400 и 450 °С, а системы Mg–Zn–Ga – при температурах 200, 300 и 400 °С.

Исследование микроструктуры в продольном направлении проводили на оптическом микроскопе (ОМ) Axio Observer D1m Carl Zeiss со встроенной цифровой камерой при увеличениях от 50× до 1000×.

Испытание на растяжение миниатюрных продольных образцов проводили на универсальной машине Instron 5966 с использованием специальных переходников. Скорость растяжения составила 0,002 с<sup>-1</sup>.

Длительные коррозионные испытания проводили на прямоугольных образцах размером 10×10 мм, которые были вырезаны из прокатанных пластин электроэрозионным методом. Площадь поверхности образцов составила примерно 2 см<sup>2</sup>. Финальная обработка заключалась в зачистке поверхности образцов на наждачных кругах с зернистостью 320. Для каждого сплава и температуры прокатки испытывали по 3 образца. В ходе испытаний образцы выдерживали в растворе Хэнкса (ПанЭко, РФ) объемом 400 мл при температуре 36–37 °С в течение 192 ч. В ходе испытаний с помощью бюретки измерялось количество выделившегося водорода. Считали, что 1 мл выделившегося водорода соответствует 1 мг прокорродировавшего магниевого сплава [6]. По стандарту ASTM G1–03 вычисляли скорость коррозии.

**Результаты.** По результатам исследования горячей прокатки на структуру и свойства сплавов системы Mg–Y–Zn–Mn установлено:

- все сплавы были успешно прокатаны при 450 °С с обжатием до 97% в то время, как только сплав Mg–1,2% Y–0,6% Zn–0,8% Mn удалось прокатать при 400 °С;
- в процессе горячей прокатки проходят процессы динамической рекристаллизации, причем эти процессы протекают наиболее легко в наименее легированном сплаве, а наиболее трудно – в наиболее легированном сплаве;

- при температуре прокатки 450 °С прочность увеличивается в ряду сплавов от наименее легированного к наиболее легированному, в то время как пластичность имеет обратную зависимость;

- наиболее привлекательный баланс прочности и пластичности у всех трех сплавов достигается после прокатки с большими обжатиями (88–97%): в зависимости от легирования  $\sigma_{0,2}$  достигает 240–300 МПа,  $\sigma_B$  – 260–390 МПа, удлинение – 7–17 %.

По результатам исследования горячей прокатки на структуру и свойства сплава Mg–2Zn–2Ga установлено:

- при температурах прокатки 200 и 400 °С структурообразование идет через формирование многочисленных полос сдвига, а при 300 °С – по механизму динамической рекристаллизации;

- наибольшая прочность получена после прокатки при 300 и 400 °С и величине обжатия 94–95%:  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  составили 285 МПа и 310 МПа, соответственно; удлинение не зависело от величины обжатия и составило 2–5 %;

- для прокатки сплава Mg–2Zn–2Ga рекомендована температура 300 °С;

- отжиг сплава после прокатки улучшает его пластичность: после прокатки при 300 °С и отжига при 400 °С  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  сплава составили 200 и 260 МПа, соответственно, а удлинение 17 %.

По результатам длительных коррозионных испытаний выявлено, что отжиг при 400 °С практически не влияет на коррозионные свойства. Средняя скорость коррозии составила 0,82 мм/г без отжига и 0,92 мм/г с отжигом, соответственно.

Таким образом, по механическим свойствам сплавы Mg–Y–Zn–Mn после прокатки соответствуют минимальным требованиям, предъявляемым к биорезорбируемым магниевым сплавам для остеосинтеза, а сплав Mg–2Zn–2Ga требует проведения отжига для повышения пластичности. Что касается коррозионной стойкости, то для сплава Mg–2Zn–2Ga она несколько ниже рекомендованного значения 0,5 мм/год, что может объясняться состоянием поверхности образцов после прокатки.

#### БЛАГОДАРНОСТЬ

**Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Мегагранта Соглашения № 075–15-2022-1133.**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белов В.Д., Колтыгин А.В., Белов Н.А., Плисецкая И.В. Инновации в области литейных магниевых сплавов // *Металлург*. 2010. № 5. С. 67-70
2. Vujović S., Desnica J., Stanišić D., Ognjanović I., Stevanović M., Rosić G. // *Molecules*. 2022. V. 27. P. 5529. <https://doi.org/10.3390/molecules27175529>
3. Chen Y., Xu Z., Smith C., Sankar J. // *Acta Biomaterialia*. 2014. V. 10. P. 4561–4573. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2014.07.005>
4. Комиссаров А.А., Баженов В.Е., Ли А.В., Колтыгин А.В., Ющук В.В., Плегунова С.В., Тен Д.В., Сазонов Ю.Б. // *Деформация и разрушение материалов*. 2023. № S3. С. 6-11. <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2023-3S-6-12>
5. Qi F., Zhang D., Zhang X., Xu X. // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. V. 593. P. 70–78. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.11.043>
6. Kubásek J., Vojtěch D., Lipov J. // *Materials Science and Engineering*. 2013. V. 33. P. 2421-2432. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2013.02.005>

## **ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ**

**Шахметова Э.Р.<sup>1</sup>, Мухаметгалина А.А.<sup>1</sup>, Мурзинова М.А.<sup>1</sup>, Саркеева А.А.<sup>1</sup>,  
Задорожный В.С.<sup>2</sup>, Назаров А.А.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>*ООО «Ультра-резонанс», Екатеринбург, Россия*

*elvina1408@yandex.ru*

Ультразвуковая сварка (УЗС) металлов – это метод получения твердофазных соединений между тонкими листами и/или проволоками под действием высокочастотных сдвиговых колебаний и статического сжимающего усилия. Поскольку соединение формируется в твердом состоянии, применение УЗС позволяет избежать появления газовой пористости или охрупчивания, типичных для сварки плавлением. К достоинствам УЗС относят низкое энергопотребление, малое время сварки, возможность автоматизации процесса, а также отсутствие необходимости в специальной защитной атмосфере (инертный газ, флюс и т. д.) и расходных материалах (сварочные электроды и др.). УЗС уже используют для крепления микросхем, клемм датчиков, контактных узлов, соединения проводов, при сборке электродвигателей полевых катушек, трансформаторов и аккумуляторных элементов [1]. Кроме того, этот метод получения соединений лежит в основе перспективных ультразвуковых аддитивных технологий послойного соединения тонких металлических пластин [1,2]. Основными варьируемыми параметрами процесса УЗС являются амплитуда колебаний, величина сжимающего усилия, время воздействия ультразвука [1-3]. Выбор этих параметров определяется возможностями используемого оборудования (в том числе, конструктивными особенностями волновода) и зависит от свойств соединяемых материалов (прочностных свойств при комнатной и повышенной температурах, теплоемкости, теплопроводности и др.), а также толщины сечения заготовок, состояния их поверхности и т.д. Изменение какого-либо параметра сварки часто сопровождается немонотонным изменением температуры и деформации вблизи поверхностей контакта, что неоднозначно влияет на формирование сварного соединения, его микроструктуру и, прочность. Поэтому, несмотря на обширные выполненные исследования, анализу которых посвящен ряд обзоров [1-4], принципы выбора режимов, а также механизмы образования сварных соединения при УЗС до сих пор остаются дискуссионными.

В данной работе рассматриваются изменения структуры соединений листов меди, полученных УЗС по различным режимам.

Для исследования были выбраны листы технической чистой меди марки М1 (99,90% Cu по ГОСТ 1173-2006) толщиной 0,8 мм с твердостью по Виккерсу  $850 \pm 60$  МПа. Средний размер зерен в исходном листе, без учета границ двойников, составлял  $10,1 \pm 0,8$  мкм. В спектре разориентировок границ преобладали большеугловые границы зерен – их доля составляла 96%; среди большеугловых границ около половины (45%) являлись двойниковыми границами  $\Sigma 3$  ( $60^\circ$ ). Из листа вырезали пластины длиной 50 мм и шириной 20 мм, длинная сторона которых была параллельна направлению прокатки листа. Поверхность пластин шлифовали на абразивной бумаге Р240 и промывали спиртом. Нахлесточные сварные соединения получали на лабораторной установке, разработанной для УЗС, с частотой колебаний 20 кГц и амплитудой 17-20 мкм. Варьировали величину сжимающей силы (Р) от 2,5 до 3,5 кН и длительность УЗС ( $\tau$ ) от 1 до 3 с. Наковальня и наконечник волновода имели зубчатый рельеф с глубиной впадин 0,4 мм, что обеспечивало надежный контакт инструмента со свариваемыми пластинами. Структуру полученных сварных соединений исследовали в центральных сечениях сварной точки, параллельных направлению вибрации, методами сканирующей электронной микроскопии в режимах отраженных и обратно рассеянных электронов (BSE и EBSD, соответственно).

Анализ эволюции микроструктуры показал, что на начальных этапах сварки ( $\tau=1\dots 1,5$  с) при всех величинах сжимающей нагрузки вблизи поверхностей контакта свариваемых листов образуется тонкий слой с мелкой фрагментированной структурой. Такие слои наблюдаются по краям щелевидных дефектов сварных соединений (Рис. 1а), внутри которых часто присутствуют частицы износа сложной, извилистой формы. С увеличением времени сварки уменьшались размеры частиц износа, длина и ширина щелевидных дефектов. Если после сварки в течение 1 с размеры частиц износа составляли 15-20 мкм, и относительная протяженность дефектов в зоне соединения достигала 60-65%, то после сварки в течение 3 с эти величины уменьшались до 1-7 мкм и 25-30 %, соответственно. Участки соединения, в которых наблюдались отдельные мелкие поры или цепочки пор, образующие линии и вихревые узоры вблизи частиц износа (Рис. 1б), чередовались с участками сплошного бездефектного соединения (Рис. 1в). Как показали результаты дополнительных оценок, наблюдаемое расположение дефектных и бездефектных участков однозначно коррелировало с периодическим изменением полей деформаций, нормальных к поверхности соединения пластин. Из-за периодического распределения сжимающих деформаций, вероятно, не удалось получить статистически достоверных данных о влиянии сжимающей нагрузки на структурные изменения в зоне сварных соединений. Независимо от величины усилия сжатия в зоне соединения формировался слой, в котором размеры зерен (субзерен) были существенно меньше, чем в исходном листе. С увеличением времени воздействия ультразвука толщина слоя с измельченной структурой возрастала от 1-3 до 5-10 мкм.

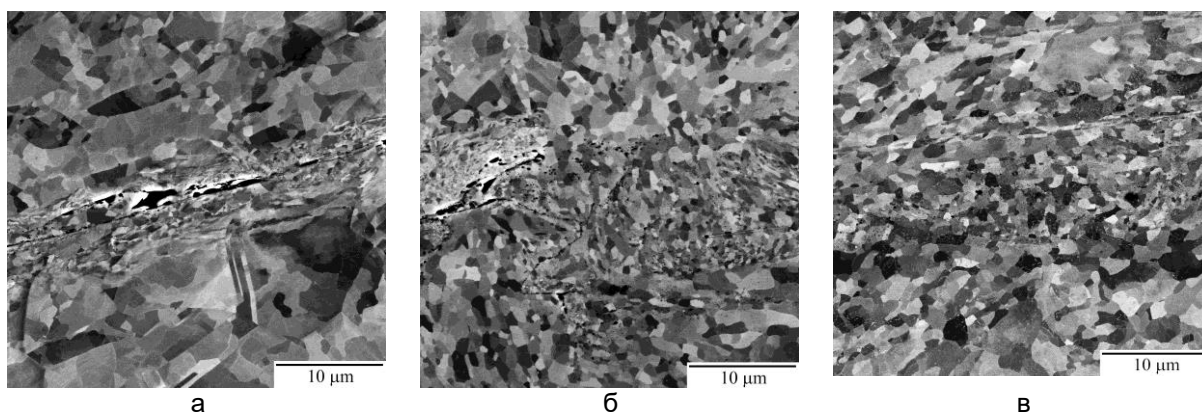


Рисунок 1 – BSE изображения структуры зон соединения в образцах, полученных УЗС: (P=3 кН,  $\tau=1$  с) частицы износа в щелевидных дефектах (а); (P=3 кН,  $\tau=3$  с) несплошности и цепочки пор вблизи поверхности соединения листов (б); (P=3 кН,  $\tau=3$  с) бездефектное соединение (в)

Результаты ориентационного (EBSD) анализа показали, что в зоне соединения образовались новые равноосные зерна размерами 0,5-3 мкм с внутризеренной разориентировкой  $2-5^\circ$  (Рис. 2). Следовательно, формирование соединения в процессе УЗС сопровождалось развитием динамической рекристаллизации, что согласуется с выводами ранее опубликованных работ [3-5]. Развитию динамической рекристаллизации способствовали высокоскоростная знакопеременная деформация и разогрев, который достигает максимальных величин вблизи поверхностей контакта свариваемых пластин. В то же время, в объеме листов наблюдались вытянутые по направлению течения металла относительно крупные деформированные зерна с развитой субструктурой. Доля малоугловых границ в объеме сваренных листов возрастала от 4% в исходном состоянии до 10-20% после УЗС в течение 1 с и до 40-60% после УЗС в течение 2 и 3 с. В спектре большеугловых границ быстро снижалась доля двойниковых разориентировок: с 45% в исходном листе до 20-30% после УЗС в течение 1 с, и до 10-15%, если время сварки превышало 1,5 с.

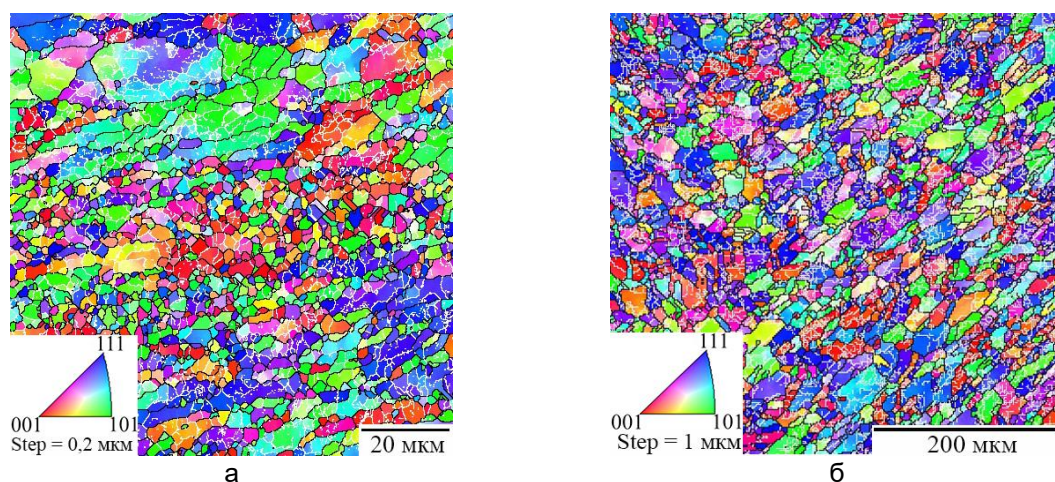


Рисунок 2 – Типичные ориентационные карты микроструктуры образцов меди, полученных УЗС: область сварного соединения (а); объем листа (б). Цветовой код, приведен в левом нижнем углу каждой карты

В соответствии с теорией субструктурного упрочнения Гиббса-Томпсона и зернограничного упрочнения Зинера-Холомона, формирование субструктуры в объеме сваренных листов и ультрамелкозернистой структуры в зоне сварных соединений привело к росту микротвердости в этих зонах на 5-15 % и 30-40 %, соответственно, по сравнению с исходным состоянием.

**Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 22-19-00617. Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Matheny M.P., Graff K.F. Ultrasonic welding of metals. In: Power Ultrasonics. Applications of High-Intensity Ultrasound. Eds. Gallego-J uáres J.A., Graff K.F. Elsevier. 2015. P. 259-293.
2. Cheng X.M. et al Ultrasonic system and ultrasonic metal welding performance: A status review // Journal of Manufacturing Processes. 2022. №84. P. 1196–1216 <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.10.067>
3. Michael de Leon, Shin. H.-S. Review of the advancements in aluminum and copper ultrasonic welding in electric vehicles and superconductor applications. // J. Mater. Process. Tech. 2022. №307. P. 117691 <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117691>
4. Sanga B, Wattal R, Nagesh D. Mechanism of joint formation and characteristics of interface in ultrasonic welding: Literature Review. Period Eng Nat Sci. 2018. №6. P. 107–19. DOI: 10.21533/pen.v6i1.158
5. Yang J., Cao B., Lu Q. The Effect of Welding Energy on the Microstructural and Mechanical Properties of Ultrasonic-Welded Copper Joints. // Materials. 2017. №10. P. 193. <https://doi.org/10.3390/ma10020193>

## ИССЛЕДОВАНИЕ КОНСТАНТ УПРУГОСТИ ДИАМАНА И ГРАФИНА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Полякова П.В.<sup>1,2</sup>, Галиахметова Л.Х.<sup>2</sup>, Мурзаев Р.Т.<sup>2</sup>, Баимова Ю.А.<sup>2</sup><sup>1</sup>Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов, Уфа, Россия

polina.polyakowa@yandex.ru

В последнее время значительное внимание исследователи уделяют новым двумерным углеродным структурам, поскольку подобные материалы обладают уникальными механическими свойствами и могут использоваться для создания деталей с высокой износостойкостью [1-3]. Целью данной работы является изучение констант упругости двумерных углеродных материалов (графина и диамана) методом молекулярной динамики.

Рассчитаны константы упругости двух основных структурных конфигураций диамана (D-AA и D-AB) и пяти конфигураций графина ( $\alpha$ ,  $\beta_1$ ,  $\beta_3$ ,  $\gamma_1$  и  $\gamma_2$ ). Для каждой структуры рассмотрены два размера:  $L_x=250$  Å,  $L_y=250$  Å,  $L_z=20$  Å и  $L_x=1000$  Å,  $L_y=1000$  Å,  $L_z=20$  Å. Размер ячейки моделирования по нормали к слою диамана/графина выбран так, чтобы он в несколько раз превышал толщину самой структуры. Толщина слоя диамана с водородом – 6.8 Å, без водорода – 4.6 Å, толщина графина – 3.4 Å. Все расчеты проводятся с использованием программного пакета LAMMPS и межатомного потенциала AIREBO. В системе поддерживается постоянство температуры 0 К с помощью термостата Носе-Хувера. Расчеты выполнены с использованием NVT-ансамбля, периодические граничные условия применяются во всех направлениях.

Для расчета констант жесткости графина и диамана к ячейке моделирования приложена растягивающая деформация 0.1% и вычисляются возникающие в структуре напряжения. После чего константы, полученные в результате молекулярно-динамического моделирования, используются для аналитических расчетов модуля Юнга, коэффициента Пуассона и модуля сдвига.

Разработана методика расчета констант упругости двумерных материалов методом молекулярной динамики. Методика отработана на примере диамана и графина разной морфологии. Установлено, что размер ячейки моделирования не влияет на значения констант упругости. Морфология диамана также не влияет на значения констант, однако добавление водорода уменьшает жесткость диамана. Установлено, что диаман обладает высоким модулем Юнга (1182 ГПа) и демонстрирует изотропные свойства на линейном участке деформации.

Среди пяти конфигураций графина наибольшим модулем Юнга обладает конфигурация  $\gamma_1$  (453 ГПа), наименьшим –  $\alpha$  (100 ГПа). Графин  $\beta_3$  и  $\gamma_2$  демонстрируют анизотропию и константы жесткости  $c_{11}$  и  $c_{22}$  для данных конфигураций различны: для  $\beta_3$   $c_{11} = 447$  ГПа и  $c_{22} = 295$  ГПа,  $\gamma_2$   $c_{11} = 1091$  ГПа и  $c_{22} = 350$  ГПа.

**Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Республики Башкортостан Российской Федерации для молодых ученых.**

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wu Y.C., Shao J.L., Zheng Z.Q., Zhan H.F. Mechanical properties of a single-layer diamane under tension and bending // J. Phys. Chem. C. – 2021. – V. 125. – P. 915–922.
2. Chernozatonskii L.A., Sorokin P.B., Kvashnin A.G., Kvashnin D.G. Diamond-Like C2H Nanolayer, Diamane: Simulation of the Structure and Properties // JETP Letters – 2010. – V. 90. – P. 134–138.
3. G. Qin, L. Wu, H. Gou, Diamane: design, synthesis, properties, and challenges // Functional Diamond – 2021. – V. 1. – P. 83–92.

**THE PRODUCTION OF SUPERDUCTILE HARDMETALS AND TOOLS UNDER  
ULTRAHIGH ISOSTATIC PRESSURE**

**Brazhkin V.V., Tsiok O.B., Khvostantsev L.G.**

*Institute for High Pressure Physics, Russian Academy of Sciences, Troitsk, Moscow, Russia  
brazhkin@hppi.troitsk.ru*

This work was designed to study compressibility behavior of nanopowders of various materials under ultrahigh cold isostatic pressing (CIP) in pure hydrostatic conditions. The results indicate that creation of hardmetals for large-size tools by high-pressure consolidation of nanoparticles is not a very promising approach. An alternative technique for producing hardmetals with the disperse substructure of carbide grains at ultrahigh (CIP) in pure hydrostatic conditions has been developed. The new hardmetals thus obtained have dual properties of high strength and unique superductility under compression. The experimental results obtained in the present study confirm hypotheses of marked enhancement of ductility and strength of hard alloys associated with the formation of dislocation networks in tungsten carbide grains; moreover, they confirm the concept of breakage resistance of hard alloys showing a plastic flow behavior. Strengthening powder-based materials by their preliminary treatment under ultrahigh hydrostatic pressure is a novel and very effective technique for manufacturing new materials in powder metallurgy. Apart from this, the use of ultrahigh hydrostatic pressure makes it possible to fabricate strengthened hard alloy-based rod-like tools, that is, intricately-shaped products the height of which is ten times or more larger than the cross section. Specific features of the high hydrostatic pressure technique include the possibility to produce pressurized workpieces of homogeneously high density and thereby prevent differential shrinkage during sintering. The anomalously high ductility of novel hard alloys accounts for the increase in tens of times of durability of the tools manufactured from these materials. The large-size tools based on these alloys have commercially demonstrated a record-breaking impact resistance an order of magnitude higher than that of the currently available standard hardmetals tools.

**Acknowledgements: The authors are grateful to Russian Science Foundation (19-12-00111)**



**ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ**

**Панфилов А.О.\*, Зыкова А.П., Чумаевский А.В.**

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

*\*alexpl@ispms.ru*

Алюминиевые бронзы среди других медных сплавов выделяются высокой коррозионной стойкостью и трибологическими свойствами. Это позволяет применять алюминиевые бронзы для изготовления деталей, работающих на трение, паровой и водяной аппаратуры, специальной аппаратуры для судостроения и т.д. Недостатком алюминиевых бронз является их значительная усадка, газопоглощение и повышенная способность к загрязнению окисленными пленкам, что создает затруднения при литье. Поэтому для стабилизации структурных и технологических характеристик производят термическую обработку: отжиг или закалку с последующим старением [1, 2].

Активно развивающиеся технологии аддитивного производства хорошо зарекомендовали себя как методы производства, которые способны получать материалы, в том числе медные сплавы, со структурой, отличающейся от исходной [3, 4] и при этом не требующей дальнейшей термообработки. Это обусловлено нагревом заготовки в процессе аддитивного производства, который в большей мере устраняет напряжения в готовом изделии. В этой связи было полезно оценить влияния термообработки на материал, полученный аддитивным способом.

Целью настоящей работы было оценить влияние отжига на структуру и механические свойства алюминиевой бронзы БрАМц9-2, полученной методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП).

Получение образцов осуществлялось поэтапно: на подложку из нержавеющей стали в фокус электронного пучка подавалась проволока алюминиевой бронзы. Последующее её плавление под высокоэнергетическим воздействием и кристаллизация приводили к формированию слоя. Так слой за слоем был получен модельный образец в виде стенки с размерами: длина 15 см, ширина 5 мм, высота 10 см. Для проведения исследований образцы вырезались на станке для электроэрозионной обработки. Далее образцы подвергали отжигу при 400 °С, 675 °С и 800 °С. Оптическая микроскопия, рентгенофазовый анализ, испытания на статическое растяжение и измерение микротвердости методом Виккерса – методы исследования, задействованные в данной работе.

На рисунке 1 приведены оптические изображения микроструктуры алюминиевой бронзы БрАМц9-2 в исходном и отожженном состоянии при различных температурах: исходный, 400 °С, 675 °С и 800 °С. Также на рисунке 1 расположены рентгенограммы, соответствующие данному типу микроструктуры.

Микроструктура всех образцов представляет собой твердый раствор меди  $\alpha$ -Cu (светлые участки) и высокотемпературную фазу  $\beta'$  (темные участки) состава  $Cu_3Al$ . Нетрудно заметить, что повышение температуры отжига приводит к увеличению размеров и объемной доли  $\alpha$ -Cu. В то же время наблюдается уменьшение размеров и объемной доли  $\beta'$ . Согласно данным, полученным в по результатам рентгенофазового анализа, во всех образцах, подвергнутых термообработке, были наблюдаются появление фазы алюминия.

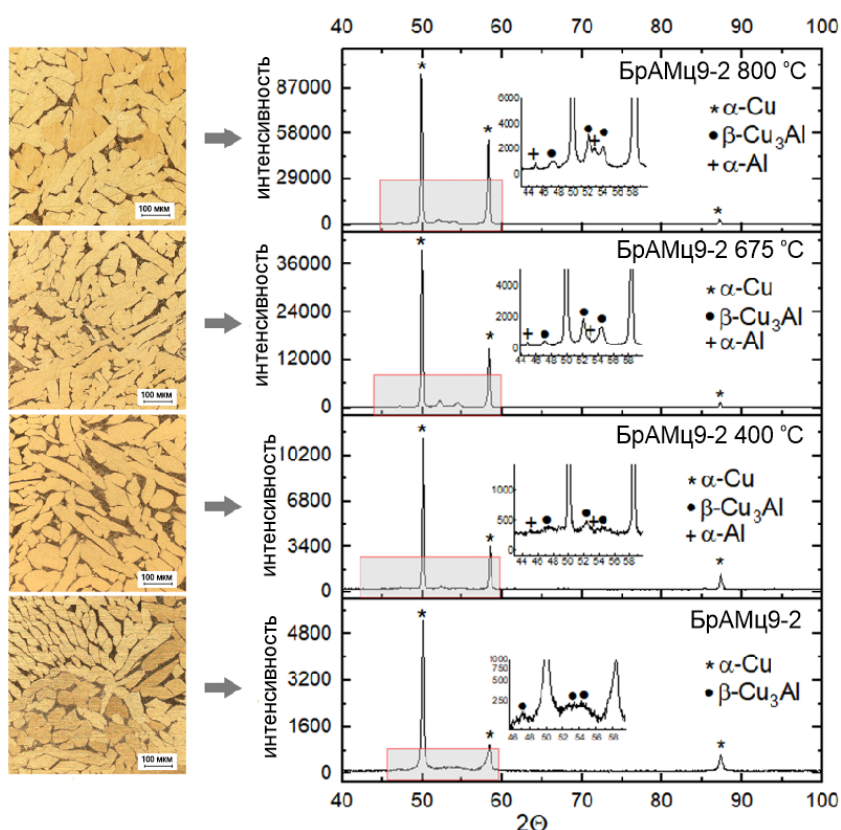


Рисунок 1 – Рентгенограммы и микроструктура образцов БрАМц9-2 при различной температуре отжига

Результаты испытаний на статическое растяжение приведены на рисунке 2. Согласно полученным данным термообработка БрАМц9-2 при 400 °С и 675 °С приводит к уменьшению предела прочности в сравнении исходной с 483 МПа до ~ 420 МПа, при этом наблюдается увеличение пластичности с 52% до 61%. Это может быть обусловлено как уменьшением напряжений, образовавшихся в процессе аддитивного производства, так и уменьшением объемной доли  $\beta'$ -фазы. Последующий отжиг при 800 °С приводит к значительному росту пластичности до 80%. Предел прочности при этом не отличается от образцов, отожженных при 400 °С и 675 °С.

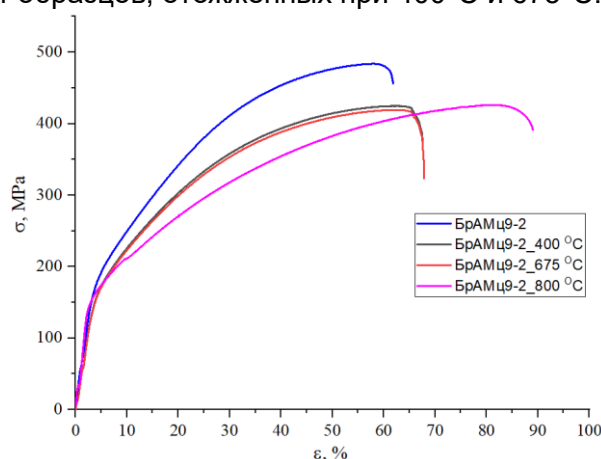


Рисунок 2 – Кривые напряжение-деформация, полученные при испытании на статическое одноосное растяжение образцов БрАМц9-2, отожженных при различных температурах

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.

ЛИТЕРАТУРА

1. H. J Meigh. Cast and Wrought Aluminum Bronzes - Properties, Processes and Structure // Institute of Materials. London. 2000. 404pp. <https://doi.org/10.1201/9781315138848>
2. Xu Xingxing, Zhao Hongjin, Hu Yujun, Zong Lin, Qin Jing, Zhang Jiayi, Shao Junqi. Effect of hot compression on the microstructure evolution of aluminium bronze alloy // Journal of Materials Research and Technology. Vol. 19. 2022. P. 3760-3776. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.122>
3. C. Dharmendra, A. Hadadzadeh, B.S. Amirkhiz, G.D. Janaki Ram, M. Mohammadi. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing // Additive Manufacturing. 2019. Vol. 30, December 2019, 100872. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100872>
4. Zykova A.P., Panfilov A.O., Chumaevskii A.V., Vorontsov A.V., Nikonov S.Yu., Gurianov D.A., Savchenko N.L., Kolubaev E.A., Tarasov S.Y. In-situ dispersion hardened aluminum bronze/steel composites prepared using a double wire electron beam additive manufacturing. Prog Addit Manuf. (2022)., <https://doi.org/10.1007/s40964-022-00378-4>.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНТАКТНОГО ПЕРЕХОДА «МЕТАЛЛ-УГЛЕРОДНАЯ ПЛЕНКА»

Шалаев Р.В., Изотов А.И., Сироткин В.В.

ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина»,  
г. Донецк, ДНР, РФ, sharos@donfti.ru

**Введение.** Контакт металл–полупроводник (барьер Шоттки) привлекает внимание исследователей уже не одно десятилетие. Известно, что именно с контактом металл-полупроводник принято связывать начало исследований в области полупроводниковой электроники в конце XIX века, а с начала 60-х годов прошлого века начинается уже современный этап в развитии СВЧ-электроники. Что касается вовлечения в практику новых полупроводниковых материалов, то весьма перспективными в этом отношении на сегодняшний день представляются углеродные материалы [1-2]. Традиционная кремниевая платформа на сегодня уже не отвечает многим современным требованиям, и все чаще в качестве ее потенциальной замены исследователи называют именно углерод. Благодаря огромному разнообразию аллотропных форм и модификаций этот материал обладает немалым потенциалом в разных областях, а особенный интерес представляет для электроники.

Учитывая вышесказанное, создание и исследование контакта «металл-углерод» представляется довольно актуальной задачей. В данной работе мы рассмотрели некоторые электрические свойства такого контакта.

**Основные результаты.** Образцы для исследований были получены методом магнетронного распыления графита в атмосфере аргона: углеродные графитоподобные пленки наносились на подложки из диэлектрика (покровное стекло) и металла (титан или инструментальная хромистая сталь). Плазма создавалась с помощью магнетрона постоянного тока планарной конструкции с плоским катодом и кольцевым анодом. Условия напыления образцов на всех видах подложек были одинаковы: давление газа в камере составляло 150 мТорр, время роста пленок 40 минут, температура подложки 350°C, ток магнетрона 40 мА.

Электрические свойства полученных образцов изучались в термокамере в диапазоне от 20°C до 150°C. Согласно работе [2] проводимость перпендикулярную направлению роста пленки называют поперечной, а вдоль направления роста – продольной. Поперечная проводимость измерялась двухзондовым методом в пленках на стеклянной подложке (чтобы исключить влияние хорошо проводящей металлической подложки) в диапазоне напряжений от -10 В до +10 В. Продольная проводимость измерялась для пленок, напыленных на металлические подложки. Таким образом, измерения проводились в структуре: металлическая подложка–углеродная пленка–измерительный контакт. Были получены температурные зависимости сопротивления углеродных пленок, нанесенных на стеклянные подложки, и вольт-амперные характеристики (ВАХ) контактов «металл-углерод». По температурным зависимостям графическим путем оценивалась ширина запрещенной зоны полученных углеродных образцов.

Выращенные пленки демонстрируют преимущественно графитоподобные свойства: цвет варьируется от темно-серого до почти черного, адгезия относительно слабая. Температурная зависимость сопротивления пленок носит классический полупроводниковый характер: уменьшение сопротивления с ростом температуры ( $dR/dT < 0$ , см. рис.1). Таким образом, показано, что в работе были получены углеродные пленки с полупроводниковыми свойствами.

По наклону графика  $\ln R(1/T)$  зависимости сопротивления, возможно оценить ширину запрещенной зоны полученной углеродной пленки. Мы выбирали высокотемпературный участок графика, где проводимость классического полупроводника преимущественно определяется собственной проводимостью. Расчеты показали, что ширина запрещенной зоны пленок составляет примерно 0.2-0,3 эВ.

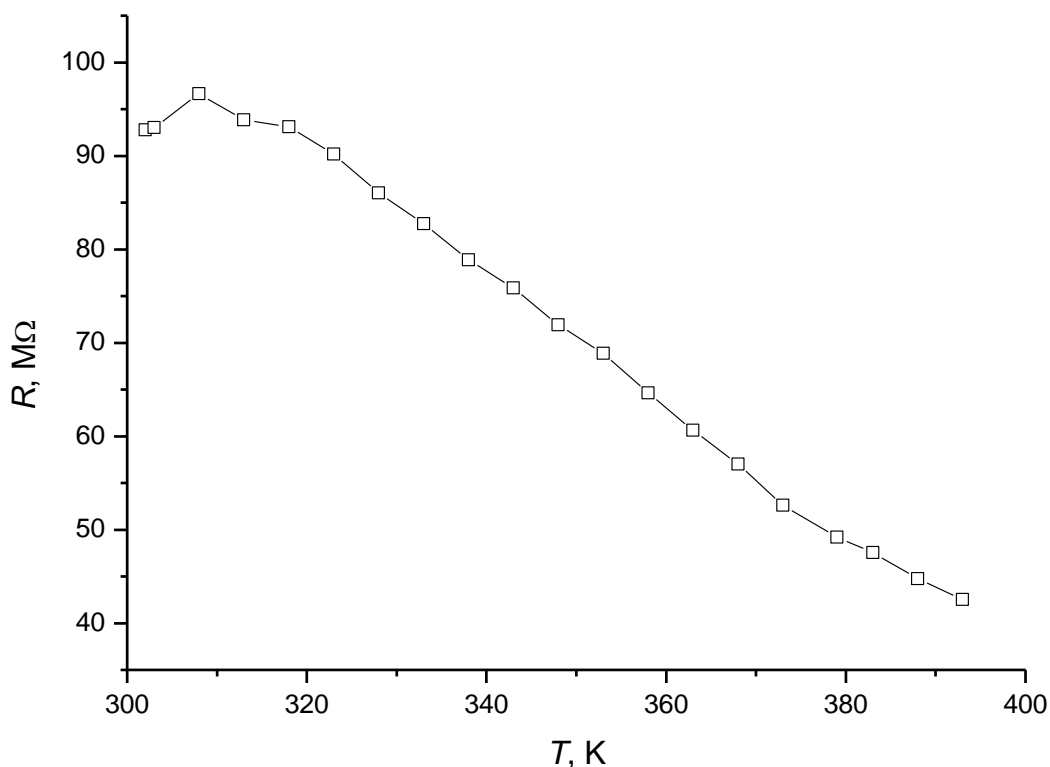


Рисунок 1 – Температурная зависимость сопротивления углеродной пленки, нанесенной на стеклянную подложку.

Таким образом, делаем вывод, что при напылении такого рода пленок на металлические подложки мы получаем контакт типа «металл-полупроводник», который и является предметом исследования в данной работе. Рассмотрим некоторые особенности этих контактов.

Как видно, вольт-амперные характеристики полученных контактов нелинейны и несимметричны (см.рис.2), следовательно, можно говорить о получении выпрямляющего контактного перехода «металл-полупроводник» (с потенциальным барьером Шоттки). На сегодняшний день существует немалое количество диодов на основе барьера Шоттки, а предъявляемые к ним требования довольно сильно различаются и зависят от области применения. Полупроводниковые материалы, наиболее часто используемые в современных диодах это кремний, карбид кремния и арсенид галлия. Каждый из них имеет свои достоинства и недостатки. Если же говорить о материале, использованном в данной работе, видно, что вольт-амперная характеристика демонстрирует, как минимум, одно его очевидное преимущество по сравнению с большинством других материалов: контакт на его основе переходит в открытое состояние при очень малых значениях напряжения (~50-100 мкВ). Данное свойство может быть интересным во многих прикладных областях, что позволяет говорить о перспективности дальнейших исследований в этом направлении.

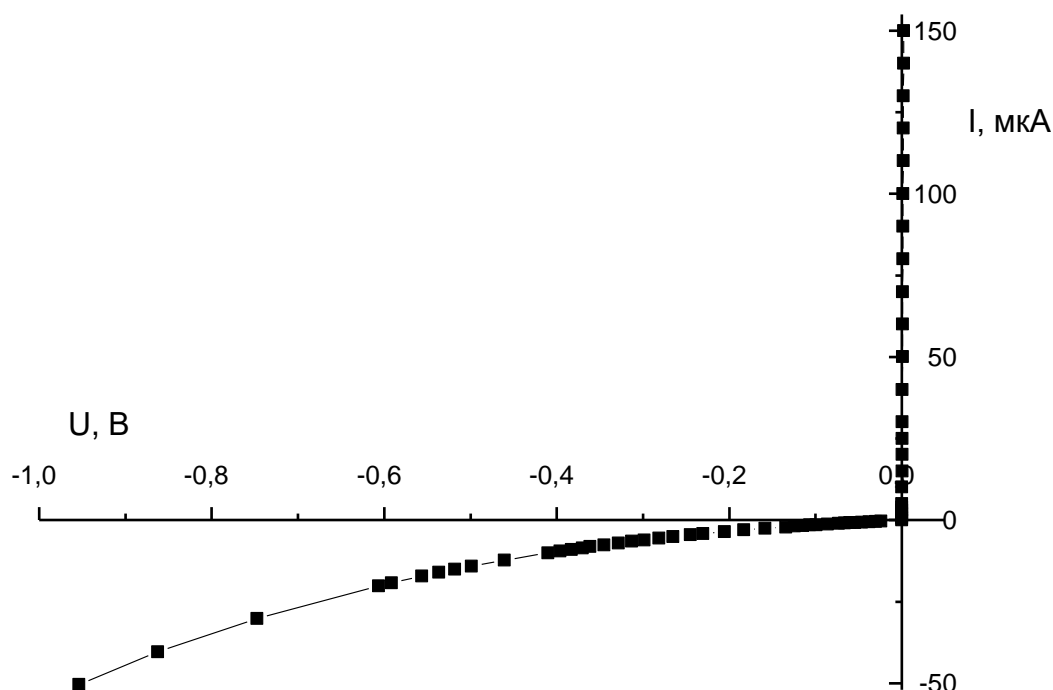


Рисунок 2 – Вольт-амперная характеристика контакта «хромистая сталь-углерод».

**Заключение.** Предварительные исследования полученных образцов позволяют высказать предположение, что углеродные пленки могут успешно применяться в выпрямляющих переходах «металл-полупроводник» с потенциальным барьером Шоттки. Согласно данным ВАХ, контакт «металл-углеродная пленка» переходит в открытое состояние при весьма малых значениях напряжения, таким образом, можно говорить о том, что предлагаемый полупроводниковый материал в некоторых областях будет обладать определенными преимуществами перед традиционными материалами.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Калинин, Ю.Е. Электрические свойства тонких пленок аморфного углерода, полученных методом ионно-лучевого напыления / Ю.Е. Калинин, М.А. Каширин, В.А. Макагонов, С.Ю. Панков, А.В. Ситников // ЖТФ. – 2017. – Т. 87, вып. 11. – С. 1722-1728.
2. Хвостов, В.В. Свойства углеродных пленок с высокой анизотропией проводимости / В.В. Хвостов, О.А. Стрелецкий, В.В. Якунин, И.П. Иваненко, Е.А. Кралькина, В.Б. Павлов // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 3. Физ. Астрон. – 2012. – № 1. – С. 78–82.

**РАЗРАБОТКА НОВЫХ МАРОК СТАЛЕЙ ЗАДАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ И ТЕХНОЛОГИИ ЦЕМЕНТАЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЭЛЕКТРООБОРУДОВАНИЯ АВТОМОБИЛЬНОГО ТРАНСПОРТА**

**Алиев А.А., Филиппов Г.А.**

*ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия,*

*e-mail: igs12@yandex.ru*

В настоящей работе представлены результаты работ по повышению эксплуатационных характеристик отечественных изделий электрооборудования автомобильной техники. Статистические данные результатов эксплуатации автомобильной техники, проведенные на западе и в России показали, что 30 – 35% отказов приходится на долю электрооборудования. Повышение эксплуатационных характеристик отечественного электрооборудования до уровня зарубежных аналогов на сегодняшний день является актуальной проблемой. Для решения этой проблемы в первую очередь необходимо провести многофакторный анализ применяемых материалов и технологий их обработки применяемых для изготовления конкретных деталей изделий электрооборудования. Для анализа исследования были выбраны наиболее часто выходящие из строя изделия электрооборудования автомобильного транспорта в.т.ч. генераторов, стартеров, распределителей зажигания, светотехнических приборов и свечей накаливания.

Проведен многофакторный анализ структуры и свойств сталей и уровня технологии их обработки для изготовления основных деталей электрооборудования с целью определения причин их отказов, которые заключаются в следующем:

– основной причиной отказов генераторов являются потери магнитной индукции из-за повышенного содержания углерода до 0,10% в материале статора из стали 08кп, падения величины тока питания бортовой сети, а также усталостного разрушения поликлиновых шкивов, изготовленных из стали 08кп;

– отказы стартеров связаны с образованием «пятнистой твердости» на поверхности зубьев шестерни после цементации в твердом карбюризаторе, которые при эксплуатации интенсивно изнашиваются, что затрудняет их зацепление с маховиком коленчатого вала и запуск двигателя. Износ вкладышей привода также является причиной отказов стартеров.

– светотехнические приборы выходят из строя из-за дефекта типа «апельсиновой корки» на поверхности рефлекторов фар, ухудшающий рассеивание луча и освещенности дорог, вследствие неоднородной структуры величиной зерна феррита 6-9 баллов применяемой стали 08Ю;

– распределители системы зажигания выходит из строя из-за повышения шероховатости  $Ra \geq 1,25$  мкм на поверхностях и на шлицах валика и на кулачках, после обработки их на станках-автоматах;

– свечи накаливания выходят из строя из-за микротрещин на поверхности корпуса нагревательного элемента электрофакельного устройства (ЭФУ), вследствие недостаточной пластичности материала корпуса  $\delta \leq 30\%$  из сплава ХН78Т которые приводят к короткому замыканию нагревательной спирали на корпус;

Для повышения эксплуатационных характеристик электрооборудования разработаны опробованы и внедрены в производство три новые марки стали с заданной структурой и свойствами для деталей в зависимости от способа их изготовления:

– сталь 035Ю (патент РФ №118636) для изготовления деталей холодной штамповкой;

– при изготовлении статора, свернутого на ребро, магнитная индукция повысилась на 24-30% а величина тока генератора повысилась до 90А по сравнению существующей технологией изготовления этих же статоров наборным пакетом из стали 08кп;

– при изготовлении 6-ти деталей стартеров применение этой стали устранило дефектов заусенец, надрывов и трещин и «апельсиновой корки» на рефлекторах фар светотехники;

– при изготовлении поликлиновых шкивов генераторов из стали 035Ю с одним межоперационным низким отжигом твердость на переходной зоне повысилась на 30% и составила HRB 66 -77 против HRB 52 - 55 по существующей технологии;

– среднелегированная сталь марки 25X (патент РФ № 2299263) для изготовления валов стартеров малоотходной технологией методом ротационного обжата на автоматической линии, снизило продолжительность цикла изготовления в 2 раза и сэкономило 47т. металла в год, за счет укорачивания исходной длины заготовки. На сталь 25X разработаны ТУ «Прокат. калиброванный со специальной обработкой поверхности стали 25X».

– бессвинцовая автоматная сталь марки А35Г2 (патент РФ № 2433200) для изготовления валика и кулачков распределителей зажигания на станках-автоматах, позволила снизить шероховатость до  $Ra=1,25 - 0,63$  мкм. на поверхности валика и на шлицах после протягивания, а также на поверхности кулачков прерывателей зажигания;

– рекомендован и внедрен на ПАО «Промо-электро» жаростойкий сплав ХН45Ю (ЭП747) с повышенной пластичностью  $\delta = 45-49\%$  (после термической обработки нагрев до 1200 °С, выдержка 15 мин. охлаждение на воздухе) в качестве материала корпуса нагревательного элемента ЭФУ трубки  $\varnothing 9,5 \times 0,7$  мм свечей накаливания, что предотвратило образование микротрещин на корпусе при редуцировании, краткого замыкания спирали на корпус ЭФУ. Срок службы (500 включений) отечественных свечей накаливания не уступает сроку службы аналогичных свечей зарубежных фирм;

– разработана, опробована и внедрена в производство на ПАО «З иТ» (г. Самара). экологически чистая промышленная технология цементации низколегированных сталей 15ХР, 12ХН, 20ХН2М и 20ХНМ в кипящем слое с использованием природного газа и сжатого воздуха, которые обеспечивают стабильные параметры диффузионного слоя (толщины и твердости), которая повышает прочность, износостойкость и эксплуатационные характеристики деталей и стартеров в целом.

Реализация вышеуказанных разработок в массовом производстве в России, обеспечила повышение эксплуатационных характеристик отечественных изделий электрооборудования до уровня аналогичных изделий зарубежных фирм.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алиев А.А. Многофакторный анализ причин отказов основных изделий отечественного электрооборудования транспортных средств и технические решения по их устранению. Автомобильная промышленность. 2017. №11. С.34-36.

2. Алиев А.А. Исследование и разработка низкоуглеродистой стали с заданной структурой и свойствами для статоров автомобильных генераторов с целью повышения их выходных характеристик. Вопросы материаловедения 2017. №4. с.22-28.

3. Алиев А. А. Разработка и внедрение новой бессвинцовой автоматной стали для изготовления распределителей зажигания автомобильных двигателей. МиТОМ. 2012. №3. С.46-47.

4. Алиев А.А. Разработка стали для безотходной технологии изготовления заготовок валов автомобильных стартеров . Сталь. 2005. №2. С.79-80.

5. Алиев А.А. Исследование материала разрушенных поликлиновых шкивов с целью повышения срока службы перспективных автомобильных генераторов. Вопросы материаловедения, 2019. № 4(100). С.20-26.



## СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И СКЛОННОСТЬ К ЗАМЕДЛЕННОМУ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Ливанова Н.О.<sup>1</sup>, Филиппов Г.А.<sup>1</sup>, Демиров Н.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия,  
e-mail: iqs12@yandex.ru

<sup>2</sup>ОИВТ РАН, г. Москва, Россия,  
e-mail: astpl@mail.ru

Известно, что причиной повышенной склонности закаленной стали к хрупкому разрушению являются структурные и химические неоднородности, а также неоднородные структурные микронапряжения, возникающие в результате мартенситного превращения [1].

Несмотря на высокие риски, замедленное хрупкое разрушение (ЗХР) в высокоуглеродистых сталях практически не изучено (в отличие от низко- и среднеуглеродистых сталей).

В данной работе проведено исследование влияния структурного состояния и уровня остаточных микронапряжений на склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой рельсовой стали и причин образования структурных неоднородностей в дифференцированно закаленных рельсах [2-4].

Исследования проведены на базе высокоуглеродистых сталей различного химического состава (колесные стали марок «2» и «Т», рельсовая сталь Э76Ф).

Проведенные исследования показали, что уровень микроискажений кристаллической решетки  $\Delta a/a$  и локальных концентраций микронапряжений практически не изменяется по глубине обода колес с различным содержанием углерода. В колесах с повышенной твердостью обода уровень остаточных микронапряжений в большей степени зависит от типа структуры, а не от содержания углерода.

Показано, что уровень остаточных микронапряжений, в том числе наиболее опасных локальных, в ободу колес значительно ниже, чем в закаленной и низкоотпущенной колесной стали, склонной к замедленному хрупкому разрушению.

Рентгеноструктурным анализом установлено, что уровень остаточных микронапряжений в исследованной перлитной колесной стали практически не зависит от содержания углерода и значительно ниже остаточных микронапряжений, способных вызвать замедленное хрупкое разрушение.

Установлено, что наибольшей склонностью к замедленному хрупкому разрушению обладает высокоуглеродистая сталь со структурой закаленного мартенсита.

В работе показано, что отпуск 500 °С повышает сопротивление разрушению высокоуглеродистой стали и устраняет ее склонность к замедленному разрушению.

Присутствие в исследованной стали участков структурной неоднородности способствует развитию явления замедленного хрупкого разрушения.

Установлена зависимость склонности к ЗХР высокоуглеродистой закаленной стали от уровня остаточных локальных микронапряжений и микроискажений кристаллической решетки  $\Delta a/a$ , подтверждающая их ведущую роль в механизме явления замедленного разрушения закаленной стали.

Проведен анализ макроструктуры. Исследовали возможность наследования ликвации в непрерывнолитой заготовке в различных областях профиля рельсового проката, полученного из заготовки.

Химическим спектральным анализом установлена ликвация основных элементов (углерода, кремния, марганца и ванадия) по сечению НЛЗ рельсовой стали. Параметры макроструктуры НЛЗ исследованных плавок рельсовой стали коррелируют с выявленной ликвацией основных легирующих элементов.

Металлографическими и рентгеноструктурными исследованиями установлено, что температура самоотпуска металла шейки рельса составляет  $220 \pm 10$  °С, что недостаточно для протекания релаксационных процессов и предотвращения ЗХР.

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физика замедленного разрушения сталей: Монография. – Минеральные Воды, «Минераловодская типография», 2013. – 455 с.

2. Гриншпон А.С., Зикеев В.Н., Ливанова Н.О., Седышев А.И., Филиппов Г.А. Оценка влияния закалочных структур на сопротивление разрушению колесной стали и разработка режимов охлаждения, исключающих их образование в ободке колеса // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 2. С. 57-65.

3. Гетманова М.Е., Илюхин Д.С., Ливанова О.В., Ливанова Н.О., Филиппов Г.А. Формирование структурного состояния высокоуглеродистой колесной стали, устойчивой к образованию дефектов тормозного происхождения // Проблемы черной металлургии и материаловедения, №1, 2021, С. 53-62.

4. Баева Л.А., Волков К.В., Вылежнев В.П., Ливанова Н.О., Филиппов Г.А. Влияние структурного состояния на склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой рельсовой стали // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 1. С. 27-32.

## ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ

Сосновский И.А., Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А.  
ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»,  
г. Минск, Республика Беларусь, e-mail: AKTO13@mail.ru

Для изучения влияния технологических режимов центробежной индукционной наплавки (ЦИН) на свойства антифрикционных алюминиевых покрытий использовали экспериментальные образцы из стали 20 (ГОСТ 1050) с покрытиями из композиции, включающей алюминиевый сплав АК12, порошкообразный свинцовый сплав ПС1 и покровной флюс NaCl 40 масс.%, NaF 30 масс.%, KCl 10 масс.%, Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> 10 масс.%, ZnCl 10 масс.%. Количество материала рассчитывалось из объема расплава необходимого для получения покрытия толщиной 5–6 мм и подслоя 1–1,5 мм.

Образцы с покрытиями изготавливались при различных технологических режимах нанесения покрытия: температуры наплавки, скорости вращения заготовки и времени изотермической выдержки [1–3].

*Влияние температуры наплавки.* При изучении влияния температуры процесса ЦИН на структурообразование покрытий время изотермической выдержки составляла 5 минут. Анализ структуры наплавленного покрытия из сплава АК12 и подслоя из свинцового сплава показал, что осуществление процесса ЦИН при температуре 720–730 °С приводит к частичному оплавлению частиц алюминиевого сплава АК12 и расплавлению материала свинцового подслоя (рисунок 1а). В результате наплавки формируется нестабильная неоднородная высокопористая структура.

Увеличение температуры наплавки до 760–780 °С приводит к получению качественного покрытия, уменьшению пористости покрытия (рисунок 1б), при этом отмечается наличие небольшого количества железосодержащих включений в структуре алюминиевого сплава АК12. Механизм структурообразования покрытия и подслоя при этом не претерпевает каких-либо изменений.

Осуществление процесса наплавки покрытий при температуре 800 °С и выше, показало, что на поверхности стальной втулки активно протекает процесс алитирования с одновременным растворением диффузионного слоя, что приводит к повышенному насыщению расплава наплавляемого покрытия железом. Повышенное содержание железа в расплаве приводит к образованию при кристаллизации сферических и иглообразных включений, что негативно влияет на механические свойства материала (рисунок 1в), что приводит к снижению качества получаемого покрытия.

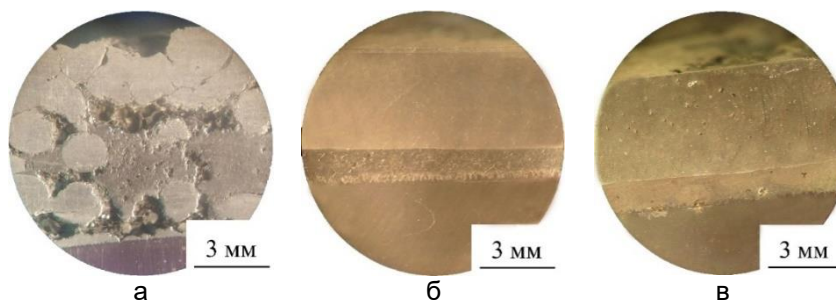


Рисунок 1 – Структура покрытия из сплава АК12 с подслоем из свинцового сплава, температура наплавки: а – 730 °С; б – 770 °С; в – 800 °С

*Влияние скорости вращения.* Поскольку свинцовый подслой имеет наибольшую плотность в комбинированном покрытии и оттесняется на границу со сталью, равномерность его толщины существенно зависит от частоты вращения заготовки и точности ее расположения относительно оси вращения. При проведении экспериментальных исследований температура нагрева заготовки составляла 770–780 °С, время изотермической выдержки – 5 мин.

Согласно полученным экспериментальным данным, вращение заготовки с частотой 1000–1200 мин<sup>-1</sup> (рисунок 2а) приводит к неоднородности формируемой структуры, повышенной пористости покрытия и незначительной толщине формируемого алитированного слоя, вызванных незавершенностью процесса ЦИН. Вращение заготовки со скоростью 1700–1800 мин<sup>-1</sup> (рисунок 2б) обеспечивает получение качественного беспористого равнотолщинного покрытия с равномерным распределением подслоя свинцового сплава. Это обусловлено завершенностью диффузионных процессов формирования алюминиевого покрытия. Увеличение скорости вращения заготовки до 2000 мин<sup>-1</sup> и выше приводит к снижению качества получаемого покрытия, вызванного выдавливанием подслоя из свинцового сплава от центра к краям стальной втулки (рисунок 3а), при этом участки без подслоя имеют высоко дефектную границу раздела фаз (трещины, поры). Следует отметить, что часть свинцового сплава распределяется в виде крупных частиц (до 20мкм) по всему объему алюминиевого расплава (указано стрелками, рисунок 3б).

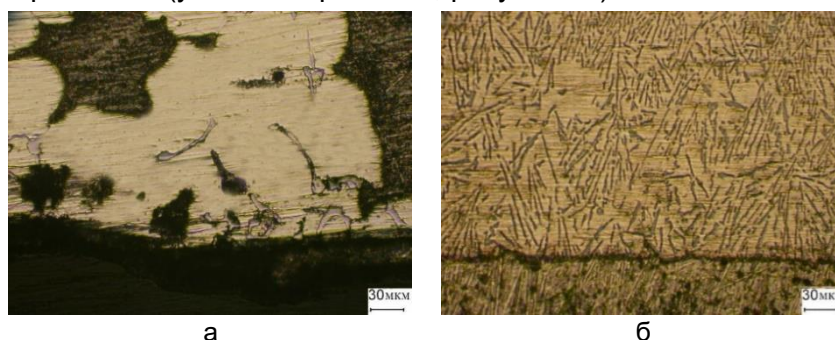


Рисунок 2 – Структура диффузионного покрытия из сплава АК12 с подслоем из свинца ПС1, частоте вращения при наплавке: а – 1200 мин<sup>-1</sup>, б – 1750 мин<sup>-1</sup>

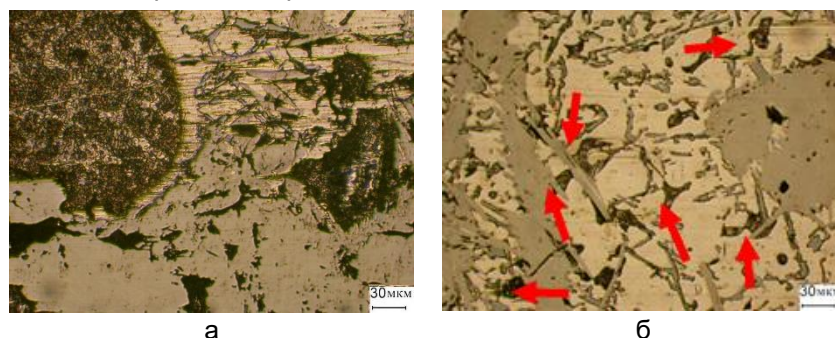


Рисунок 3 – Структура наплавленного покрытия из сплава АК12 в середине слоя (а) и у границы раздела фаз со стальной втулкой (б)

Также, при скорости вращения до 2000 мин<sup>-1</sup> и выше вращения заготовки увеличивается толщина алитированного слоя и достигает местами 300 мкм, но при этом в структуре слоя появляются трещины и поры.

**Влияние времени изотермической выдержки.** Оптимальное время изотермической выдержки и его влияние на процесс ЦИН покрытий из алюминиевых сплавов устанавливали исходя из экспериментальных данных, полученных в результате проведенных экспериментов. Температура нагрева заготовки при наплавке составляла 770–780 °С для всех случаев эксперимента.

Анализ структуры покрытий показал, что при времени изотермической выдержки 2–3 мин отсутствуют условия завершенности процесса образования алитированного слоя, необходимого для адгезии формируемого алюминиевого покрытия.

Структурный анализ покрытий при выдержке расплава 5–6 минут показал, что интенсифицируются процессы растворения алитированного слоя, что приводит к некоторому насыщению железом расплава, повышая его твердость. При изотермической выдержке 7 и более минут происходит рост доли железосодержащих включений в сплаве АК12 и огрубление структуры, что приводит к охрупчиванию

формируемого покрытия. Железосодержащие соединения выделяются в форме иглообразных включений длиной до 300–350 мкм (рисунок 4а), которые преимущественно располагаются по касательной к границе раздела фаз сплавов АК12–свинец. При этом на самой границе дефектов не выявлено.

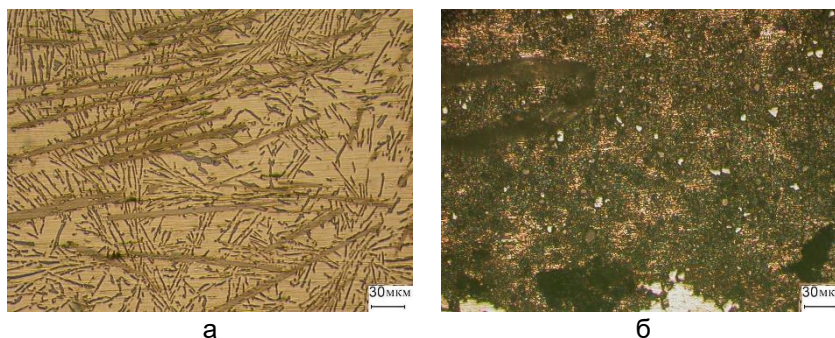


Рисунок 4 – Структура наплавленного покрытия из сплава АК12 (а) и подслоя из свинца на границе с диффузионным слоем (б); температура нагрева – 780 °С

Анализ структуры подслоя (рисунок 4б) выявил присутствие в структуре свинца частиц алитированного слоя с размером 5–10 мкм, что указывает на интенсификацию процесса растворения этого слоя с увеличением времени выдержки. При этом структура алитированного слоя не изменяется, и только несколько уменьшается его толщина, которая составляет в этом случае 100–150 мкм.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Белоцерковский, М.А. Технологические особенности получения биметаллических втулок с антифрикционным покрытием из сплава АК12 / М.А. Белоцерковский [и др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т. машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. – Минск, 2019. – Вып. 8. – С. 320–324.
2. Белявин, К.Е. Структура и триботехнические свойства алюминиевых покрытий, получаемых методом центробежной индукционной наплавки / К.Е. Белявин и [др.] // Перспективные материалы и технологии: монография; под ред. В. В. Рубаника. – Минск: Изд. центр БГУ, 2021. – Гл. 11. – С. 140 – 155.
3. Белоцерковский, М.А. Изучение влияния технологических режимов многослойной индукционной наплавки на структурообразование антифрикционных покрытий из сплава АК12 / Белоцерковский М.А. [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов. Сборник научных трудов 2 кн., 2020. – с. 234–242.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА  
CoCrFexMn(40-x)Ni С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАСЧЕТА ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИХ  
КРИТЕРИЕВ**

**Коновалов С.В., Панова В.С., Кузнецова В.А., Осинцев К.А., Панченко И.А.**  
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,  
konovalov@sibsiu.ru*

Современное состояние промышленного и научного развития привело к увеличению спроса на материалы, обладающие высококачественными характеристиками, а также экономичными и энергоэффективными. Одной из перспективных областей, отвечающих этим требованиям, является разработка высокоэнтропийных сплавов, обладающих уникальными свойствами. Эти сплавы отличаются от традиционных тем, что они содержат пять основных компонентов, каждый из которых имеет содержание от 5 до 35 ат.%, в отличие от традиционных сплавов, содержащих один или два основных компонента и небольшое количество легирующих добавок. Таким образом, прогнозирование фазового состава таких сплавов представляет собой важную задачу.

Целью данной работы является анализ взаимосвязи между феноменологическим критерием образования фаз ГЦК и ОЦК и концентрацией Mn и Fe в сплаве CoCrFexMn(40-x)Ni. Концентрации Mn и Fe в сплаве одновременно варьировались от  $x = 5$  до  $x = 35$  с шагом 1%. Концентрация валентных электронов (КВЭ) была определена как ключевой физический параметр, определяющий фазовую стабильность образования ГЦК и ОЦК в твердых растворах.

КВЭ определяется как сумма произведения молярной доли  $i$ -го компонента на концентрацию валентных электронов  $i$ -го компонента. Стабильные фазы ОЦК образуются при  $КВЭ < 6,87$ , фазы ГЦК образуются при  $КВЭ \geq 8$  и фазы ОЦК+ГЦК при  $6,87 \leq КВЭ < 8$ .

На основании расчетных данных можно сделать вывод, что в сплаве будет прогнозироваться образование однофазного твердого раствора на основе фазы ГЦК при концентрации  $20 \leq x \leq 35$  ат.%. Прогнозируется, что механическая смесь на основе двух фаз ГЦК и ОЦК будет образовываться при  $5 \leq x \leq 20$  ат.%.

Данные, полученные в работе, показывают, что изменение концентрации Mn и Fe в сплаве приводит к изменению структуры сплава с двухфазного ОЦК+ГЦК на однофазную ГЦК. Возможным объяснением этого изменения структуры сплава является влияние концентрации электронов на стабилизацию фаз ГЦК и ОЦК. Известно, что концентрация электронов в фазе ГЦК выше, чем в фазе ОЦК, и что при увеличении концентрации электронов в сплаве область существования фазы ГЦК расширяется. По мере увеличения концентрации Fe и уменьшения концентрации Mn электронная концентрация в сплаве увеличивается, поскольку Fe имеет более высокую концентрацию валентных электронов (8), чем Mn (7). Это приводит к расширению диапазона существования фазы ГЦК и исчезновению фазы ОЦК при достижении критического значения КВЭ. Таким образом, результаты этого исследования показывают, что контроль концентрации Mn и Fe в высокоэнтропийных сплавах можно использовать для настройки их фазового состава и, следовательно, их свойств.

**Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда  
№ 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.**

## ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ЛОКАЛЬНУЮ АТОМНУЮ СТРУКТУРУ ЧИСТОГО ТИТАНА

Шурыгина Н.А.<sup>1,2</sup>, Глезер А.М.<sup>1</sup>, Велигжанин А.А.<sup>3</sup>,

Рассади́на Т.В.<sup>2</sup>, Сундеев Р.В.<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup>РТУ МИРЭА, Москва, Россия,

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

shnadya@yandex.ru

Использование технически чистого титана в различных областях техники и медицины предпочтительно из-за высокой его биосовместимости, коррозионной стойкости и отсутствия в нем токсичных элементов. Повышение прочности чистых металлов, в том числе титана, до уровня прочности сильно легированных сплавов возможно путем различных экстремальных воздействий на объемный материал. На структуру и свойства кристаллических материалов оказывают влияние большие пластические деформации. Деформация кручением под высоким давлением является одним из самых распространенным способом экстремального деформационного воздействия. За последние годы интерес к такому способу воздействия на материалы существенно возрос, поскольку он дает возможность создавать уникальные наноструктурные состояния и тем самым значительно повысить физико-механические свойства металлических материалов. В последнее время всё с большим распространением начинают использоваться новые методы определения локального атомного окружения. К ним, в первую очередь, относится метод EXAFS-спектроскопии (Extended X-Ray Absorption Fine Structure) с синхротронным возбуждением сигнала, который является одной из характеристик объемного состояния вещества.

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый титан, в котором на процессы структурообразования при пластической деформации в минимальной степени влияют атомы примесей или избыточные фазы. Образцы в виде пластин были подвергнуты КВД (6 ГПа) в камере Бриджмена при комнатной температуре (293 К) со скоростью вращения подвижного бойка 1 об/мин и при числе полных оборотов подвижной наковальни  $N = 1/4; 1/2; 1; 2; 3$  и 4. В результате больших пластических деформаций могут протекать различные фазовые превращения. В технически чистом титане нами было установлено протекание фазового превращения  $\alpha \Rightarrow \omega$ , которое реализуется при критическом значении деформации  $N_{cr} = 1/4$  при температуре деформации 293 К. Была показана возможность применять модель «двухфазной смеси», состоящей из рекристаллизованных зерен и деформационных фрагментов, к описанию дефектных структур, формирующихся в процессе кручения под высоким давлением.

Методом EXAFS в синхротронном излучении установлено, что во время кручения под высоким давлением при величине деформации 1 оборот величина расстояния  $R$  первой координационной сферы практически коррелирует со значением  $R$  для исходного состояния. Однако, во второй координационной сфере наблюдается уменьшение значения  $R$ , то есть материал как бы «уплотняется». Дальнейшее увеличение степени деформации до 4 оборотов не оказывает влияния на  $R$  для первой и второй координационных сфер, а значение  $R$  остается на уровне значения для степени деформации 1 оборот.

**ТЕРМОБАРИЧЕСКОЕ СПЕКАНИЕ АЛМАЗНОГО МИКРОПОРОШКА  
МОДИФИЦИРОВАННОГО КРЕМНИЕМ**

**Парницкий А.М.**

*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь  
e-mail: europacorp@tut.by*

Одним из методов получения композитов на основе алмаза является спекание алмазных микропорошков в условиях высоких давлений и температур без использования связующих и каталитически активных металлов, активирующих процесс спекания алмазных зерен [1]. Данный метод получения алмазных поликристаллов реализуются при сверхвысоких давлениях 8–12 ГПа, что удорожает производство материала по данной технологии.

Снижение давления спекания может быть достигнуто за счет термобарической обработки смеси алмазного порошка с добавками, выбранными из металлов VIII-й группы, а также титана и др., содержание которых в смеси составляет 6–50 мас.%. [2]. Недостатком получаемых по этой технологии поликристаллов является повышенное содержание в них металлических примесей, которые способствуют интенсивной графитизации алмаза при довольно низких температурах порядка 700 оС, снижая эксплуатационные свойства материала.

Улучшение эксплуатационных свойств алмазных поликристаллов достигается за счет исключения металлических примесей и снижения содержания в исходной шихте активаторов спекания, а также за счет использования кремния в качестве связующего компонента. Недостатками поликристаллического алмазного материала, получаемого по данному способу, являются его неоднородная структура и более низкие физико-механические характеристики, что обусловлено включениями непрореагировавшего с углеродом кремния. Получить однородную структуру материала в этом случае проблематично, а повышение давления спекания свыше 9,0 ГПа технически сложно реализовать в приемлемых объемах. Кроме того, ввиду неоднородности структуры, не исключено образование в материале микротрещин. Альтернативная технология получения композиционных алмазных материалов реализуется путем создания порошков - композитов на основе частиц алмаза со слоистым нанопокрывом Si+C с последующей пропиткой пористого алмазного каркаса жидким кремнием [3]. В этом случае композиционный материал характеризуется однородной структурой и высокими прочностными характеристиками, которые достигаются благодаря синтезированным наноразмерным пленкам в аморфном состоянии.

В настоящей работе представлены результаты спекания в условиях высоких статических давлений и температур алмазного микропорошка АСМ 14/10 после его газофазного модифицирования кремнием. В качестве исходного материала использовали микропорошок алмаза АСМ 14/10 производства ЗАИ ПО «Кристалл» (г. Гомель). Термобарическую обработку алмазного порошка выполняли в аппарате высокого давления (АВД) «наковальня с лункой» при давлениях 4,5–6,0 ГПа в диапазоне температур 1650–2000 оС. Исследование алмазного микропорошка после модифицирования, а также спеченных композитов осуществляли на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) высокого разрешения «Mira» фирмы «Tescan» (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором «INCA Energy 350». Изучение элементного состава порошков и композитов осуществляли методом МРСА.

Модифицирующий отжиг алмазного порошка проводили в герметичном контейнере в парах кремнийсодержащих соединений в диапазоне температур 800–950 оС и изотермической выдержке при данной температуре в течение нескольких часов. При этом содержание кремния в шихте после отжига находилось в зависимости от технологических режимов отжига от 8 до 15 мас. % от массы алмазов. На рис. 1 показан внешний вид алмазного порошка после модифицирования (силицирования).



Из анализа полученных изображений видно, что кремний адсорбируется на поверхности алмазных зерен в виде частиц округлой (каплевидной) формы размерами 100–200 нм, которые в процессе роста объединяются в сплошную пленку, частично либо полностью покрывающую алмаз, рис. 1, а. Кроме того, кремний в шихте образует отдельные, дендритные агломераты размерами до 5 мкм, которые состоят из частиц 200–800 нм, обладающих огранкой.

После операции модифицирования алмазный порошок спекали в условиях высоких давлений и температур. На рис. 1, б представлена морфология поверхности излома спеченного алмазного композита. В образце наряду с кристаллическими частицами алмаза наблюдается связка в виде прослоек, равномерно распределенных между алмазными зернами.

Спеченный образец представляет собой монолитный материал, пор на поверхности и изломе не наблюдается. Структура материала плотноупакованная, связка имеет хорошую адгезию с поверхностью алмазных частиц.

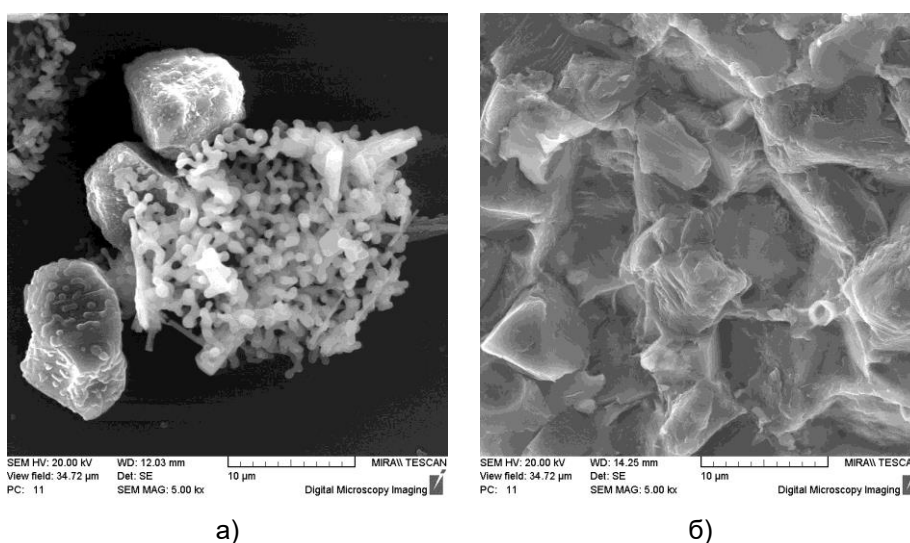


Рисунок 1 – Морфология образца алмаза ACM(Si): а – после модифицирования кремнием (x 5000); б – после спекания под давлением 5,5 ГПа (x 5000)

В результате модифицирующего отжига (силицирования) кремний адсорбируется на поверхности алмазных зерен в виде частиц каплевидной формы размерами 100–200 нм, которые могут объединяться в сплошную пленку, частично либо полностью покрывающую алмаз. Одновременно наблюдается образование отдельных дендритных агломератов кремния размерами до 5 мкм, состоящих из частиц 200–800 нм.

Полученный композиционный материал характеризуется однородной структурой, при этом связка в виде прослоек равномерно распределена между алмазными зернами и имеет хорошую адгезию с поверхностями частиц алмаза.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Инструменты из сверхтвердых материалов / Под ред. Н.В. Новикова. – Киев: ИСМ НАНУ, 2001. – 528 с.
2. Патент РФ № 2065834. Способ получения поликристаллического алмазосодержащего материала. Ракицкий В.Б., Ничипор В.В., Малышев С.Н. Оpubл. 27.08.1996.
3. Ковалевский В.Н., Гордеев С.К., Корчагина С.Б., Фомихина И.В., Жук А.Е. Структурообразование карбидокремниевой матрицы в композиции алмаз – карбид кремния // Огнеупоры и техническая керамика. – 2005. – №5 – С. 8–14.

## ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВА СПЛАВА ZN-1%LI-2%MG МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ситдиков В.Д.<sup>1,2</sup>, Хафизова Э.Д.<sup>1,3</sup>, Поленок М.В.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия

<sup>2</sup>ООО «РН-БашНИПИНефть», Уфа, Россия

<sup>3</sup>Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)

svil@ugatu.su

В последнее десятилетие большое внимание специалистов уделяется исследованиям, направленным разработке новых биорезорбируемых цинковых материалов для медицины [1]. Данные материалы полностью растворяются в организме, что не требует повторного хирургического вмешательства для удаления установленного импланта. Чистый цинк обладает низкой прочностью и пластичностью, и нуждается в значительном упрочнении, чтобы соответствовать критериям клинических испытаний биоразлагаемых металлических стентов (предел прочности более 300 МПа, пластичность не менее 15 %). Как известно [2, 3], для повышения прочностных свойств цинка обычно применяют методы легирования, термическую обработку и пластическую деформацию. В недавнем исследовании [3], цинковый сплав с небольшим содержанием Li показал прочностные свойства в ~ 600 МПа, что соответствует уровню чистого Ti и нержавеющей стали 316. В то же время в работе [4] в результате оптимизации степени легирования Li и проведения высокотемпературной прокатки также были получены образцы сплава Zn-2Li с высокими прочностными свойствами (560 МПа), однако с неудовлетворительной пластичностью (менее 2%). В тройной системе Zn-0.8Li-0.4Mg после горячей экструзии авторам [3] удалось достичь предела прочности ~647 МПа, что является максимальным значением в настоящее время. Однако удлинение до разрушения составило не более 5% [3].

Несмотря на относительно высокие показатели прочности данных сплавов, их пластичность остается крайне низкой и в настоящее время все еще ведется активный поиск новых режимов и схем термомеханической обработки, направленных на решение актуальной проблемы повышения его прочности с сочетанием удовлетворительной пластичности. Учитывая вышесказанное, данная работа посвящена поиску нахождения оптимальных режимов метода интенсивной пластической деформации кручения (ИПДК) для повышения прочности и пластичности сплава Zn-1%Li-2%Mg. Для достижения поставленной цели, варьировали температуру и число оборотов ИПДК обработки от 1 до 10. Для оценки механических свойств, провели механические испытания малых образцов на растяжение с использованием испытательной машины.

В результате проведенных механических испытаний установили, что исходный Zn-1%Li-2%Mg сплав характеризуется пределом текучести ~ 150 МПа, пределом прочности ~ 155 МПа и пластичностью не более 0,5%. В то же время, применение к сплаву ИПДК обработки (комнатная температура, 10 оборотов) позволило увеличить значение предела текучести до ~ 330 МПа, а предела прочности до ~ 410 МПа. При этом пластичность возросла до ~ 47%. В результате варьирования температуры и степени ИПДК обработки найден режим (150 °С, 10 оборотов), при котором сплав демонстрирует уникальные механические свойства (предел текучести ~ 385 МПа, предел прочности ~ 490 МПа, пластичность 44%). Отметим, что на начальных этапах ИПДК обработки (до 0,5-1 оборот) также наблюдали повышение предела прочности до 500 МПа, однако пластичность при этом не превышала 7%. Для объяснения причин повышения механических свойств сплава, провели анализ микроструктуры методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгенофазового анализа (РФА).

На рис. 1 представлены РЭМ изображения микроструктуры сплава в исходном (литом) состоянии и в состояниях после ИПДК обработки. Микроструктура сплава в исходном состоянии характеризуется светлыми и темными участками (рис. 1 а, б). С учетом фазовой диаграммы системы Li-Zn, особенностями проведения РЭМ

исследований и РФА анализа (ниже), можно утверждать, что светлые области (овальной и слоистой формы) относятся к фазам Zn +  $\beta$ -LiZn<sub>4</sub> эвтектики, а темные области можно идентифицировать как первичную  $\beta$ -LiZn<sub>4</sub> фазу. Кроме того, на границе раздела этих фаз местами наблюдали яркие участки, относящиеся по данным РФА фазе MgZn<sub>2</sub>. При реализации ИПДК обработки существенно изменяется микроструктура сплава (рис. 1 в, г). В частности, в сплаве формируется полосовая структура, состоящая из фазы Zn в котором выпадают частицы  $\beta$ -LiZn<sub>4</sub>, фазы Zn +  $\sim$ LiZn<sub>3</sub> эвтектики в котором выпадают выделения цинка и фазы Zn + Mg<sub>2</sub>Zn<sub>11</sub>. Детальный анализ показал, что при ИПДК обработке при комнатной температуре, по сравнению с таковым, реализованным при 150 °С, эффективнее измельчается зеренная структура фазы цинка (рис. 1 в, г, во вставках).

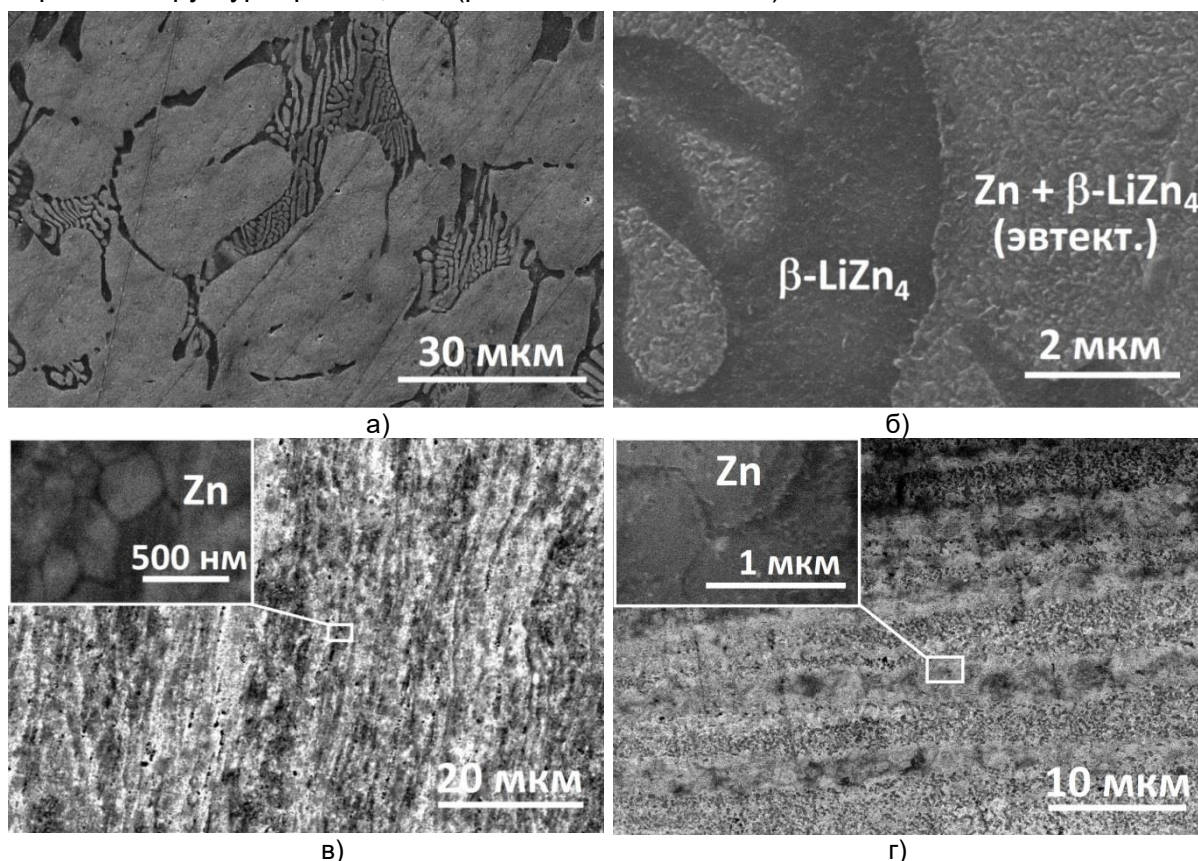


Рисунок 1 – РЭМ изображения микроструктуры Zn-1%Li-2%Mg сплава в различных структурных состояниях: а, б – исходное литое состояние при различных увеличениях.; в – после ИПДК (комнатная температура, 10 оборотов), г – после ИПДК (150 °С, 10 оборотов)

На рис. 2 показаны дифрактограммы исследуемого сплава, полученные в исходном (литом) состоянии и в состояниях после 10 оборотов ИПДК обработки при различных температурах. Качественный РФА показал, что дифрактограммы цинкового сплава характеризуются наличием совокупности рефлексов, относящихся фазам Zn,  $\sim$ LiZn<sub>3</sub>,  $\beta$ -LiZn<sub>4</sub>, Mg<sub>2</sub>Zn<sub>11</sub> и MgZn<sub>2</sub>. Принадлежность выявленных рефлексов к обнаруженным фазам на дифрактограммах отмечена точками. Количественный РФА показал, что в исходном состоянии доля фазы Zn составляет 31,3%,  $\sim$ LiZn<sub>3</sub> - 45%,  $\beta$ -LiZn<sub>4</sub> - 11,8% и MgZn<sub>2</sub> - 11,9%. В результате 10 оборотов ИПДК обработки, реализованной при комнатной температуре, доля Zn возрастает до 52,4%, доля  $\sim$ LiZn<sub>3</sub> уменьшается до 21,7%, фаза  $\beta$ -LiZn<sub>4</sub> уменьшается до 7,2%, MgZn<sub>2</sub> уменьшается до 0,5%. При этом формируется фаза Mg<sub>2</sub>Zn<sub>11</sub> с долей 18,2%. При увеличении температуры деформации до 150 °С (10 оборотов) наблюдается дальнейшее повышение доли фаз Zn и Mg<sub>2</sub>Zn<sub>11</sub> и уменьшение доли фаз  $\sim$ LiZn<sub>3</sub>,  $\beta$ -LiZn<sub>4</sub> и MgZn<sub>2</sub>.

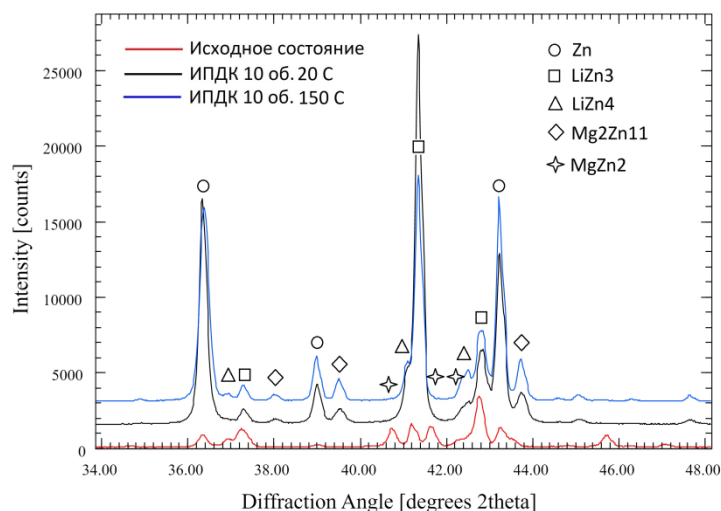


Рисунок 2 – Диффрактограммы Zn-1%Li-2%Mg сплава в исходном состоянии и в состояниях после ИПДК обработки

Анализ механизмов упрочнения, основанный на данных исследования микроструктуры, показал, что в исходном (литом) состоянии упрочнение сплава обеспечивается за счет дислокационного и твердорастворного механизмов упрочнения. В то же время, при ИПДК обработке основными механизмами упрочнения являются: зернограничное, дислокационное и дисперсионное типы упрочнения. При этом рост пластичности сплава при ИПДК можно объяснить формированием особенной микроструктуры, состоящей из фаз Zn и  $\sim$ LiZn<sub>3</sub> в которых выпадают частицы и фазы Zn + Mg<sub>2</sub>Zn<sub>11</sub>.

**Благодарность:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00667, <https://rscf.ru/project/23-29-00667>.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. D. Hernández-Escobar, S. Champagne, H. Yilmazer et al.. Current status and perspectives of zinc-based absorbable alloys for biomedical applications//Acta Materialia, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2019.07.034>
2. R.Z. Valiev, B. Straumal, T.G. Langdon. Using severe plastic deformation to produce nanostructured materials with superior properties, Annual Review of Materials Research (2022) 52:1.
3. H. Yang, B. Jia , Z. Zhang , X. Qu et al. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications //NATURE COMMUNICATIONS |<https://doi.org/10.1038/s41467-019-14153-7>
4. S. Zhao, CT McNamara, P Bowen, N Verhun, et al. Structural Characteristics and In Vitro Biodegradation of a Novel Zn-Li Alloy Prepared by Induction Melting and Hot Rolling// Metall. Mater. Trans. A. 482017; 1204–1215. DOI: 10.1007/s11661-016-3901-0

## ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ СВИНЦА РАЗРУШЕННОГО ВО ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

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

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,  
Россия, aserebrakova87@gmail.com.*

В данной работе уделено внимание исследованию поверхности изломов образцов свинца марки С2, подвергнутого разрушению в процессе ползучести, с применением магнитного поля в процессе деформации и без применения поля. Были отобраны 4 образца, и выполнены исследования изломов при помощи растровой электронной микроскопии. Приведены особенности, выявленные при РЭМ-анализе. Влияние магнитного поля на изменение морфологии поверхности свинца отражается в увеличении зоны среза по мере увеличения значений индукции магнитного поля, применяемого в процессе ползучести.

**Ключевые слова:** внешнее магнитное поле, свинец С2, ползучесть, поверхность разрушения, растровая электронная микроскопия, морфология.

В последние годы установлено, что как постоянное, так и импульсное магнитное поле существенно изменяет физические и механические свойства материалов [1], магнитная обработка позволяет регулировать пластические свойства материала. Несмотря на подробное изучение поведения деформационного поведения с помощью моделирования процесса ползучести, проведения анализа структуры широким спектром методов, процесс ползучести и поведение дислокаций является не до конца изученным и нуждается в установлении закономерностей механизма ползучести на поликристаллических материалах, в том числе на технически чистом свинце. Можно отметить, что выявлено малое количество исследований технически чистого свинца при воздействии постоянного магнитного поля с вариацией значения индукции и подвергнутого пластической деформации. На основании литературного обзора, выяснено, что исследованиями деформационного поведения сплавов на основе свинца отражены в трудах: Могильниковой Т.Т., Елсуковой Т. Ф., Панина В.Е., Крашенинина В. И., Changjan A., S. Meakniti, P. Udomsamuthirun и т.д., Например, исследования кристаллов азидов свинца, подверженных переменному МП 0,1Тл, выявили замедление процесса пластической деформации. Однако, на технически чистом свинце подобных исследований не проводилось, в связи с этим, исследование, посвящённое изучению и анализу особенностей поверхности свинца, сформировавшейся при разрушении во внешнем магнитном поле с различными значениями магнитной индукции, представленное в данной работе, является актуальным.

В качестве материала для испытаний на ползучесть была взята свинцовая проволока марки С2 диаметром 2 мм, изготовленная по ТУ 48-21-792-85. Образцы свинца предварительно подвергнутые рекристаллизационному отжигу при температуре 200°C (0,7 от  $T_{\text{плавл}}$ ) в течение двух часов, в последующем охлаждались 24 часа до комнатной температуры. Источником магнитного поля являлся постоянный электромагнит, с возможностью изменения индукции магнитного поля, индукция регулировалась с помощью изменения силы тока в катушках. Индукция магнитного поля составляла 0,3, 0,4 и 0,5Тл. Испытания проводились при комнатной температуре. Эффективным методом изучения характеристик поверхности, разрушенной в процессе пластической деформации, является растровая электронная микроскопия (РЭМ) [2-3], в данном исследовании, поверхность изломов образцов была проанализирована с помощью растрового электронного микроскопа Tescan Vega.

Результаты исследований процесса ползучести и полученные характеристики более подробно описано в ранее выполненном исследовании [4]. По результатам исследования были выбраны 4 образца для РЭМ-анализа: 1 - образец, разрушенный без магнитного поля в процессе ползучести; 2 - образец, разрушенный при  $B=0,3$  Тл; 3 - образец, разрушенный при  $B=0,4$  Тл; 4 - образец, разрушенный при  $B=0,5$  Тл. Характер разрушения: вязкий, неоднородный. Цвет поверхности серый, матовый, без блеска. Ширина волокнистой зоны и зоны среза изменяется неравномерно. По всей поверхности излома наблюдается ступенчатый рельеф, при разрушении без МП (1) и

при 0,3 Тл (2) он выражен слабо, при 0,4 Тл (3) и 0,5 Тл (4) ступени выражены более четко. Образование ступенек часто происходит за счет соединения двух микроповерхностей разрушения, расположенных на разных уровнях, или в результате скола по границам двойников

Основные характерные особенности, выявленные при анализе отображены в таблице 1.

Таблица 1 – Особенности поверхности изломов образцов свинца С2, полученных при разрушении в процессе ползучести без применения магнитного поля и с применением магнитного поля с различными значениями магнитной индукции В.

Образец 1	Образец 2	Образец 3	Образец 4
обнаружены 3 ямки отрыва (микроуглубления) внутри излома, диаметром от 10 до 20 мкм.	отсутствуют микроуглубления	выявляются 3 зоны: 1 - волокнистая зона; 2 - радиальная зона; 3 - зона среза (долома).	также, как и на образце, разрушенном при 0,4 Тл, выявляются 3 зоны: 1 - волокнистая зона; 2 - радиальная зона; 3 - зона среза (долома).
видны вязкие усталостные бороздки по плоскостям излома, в виде повторяющихся выступов и впадин, которые не пересекаются между собой	высота гребня около 10 мкм, ширина около 25 мкм	волокнистая зона составляет около 1250 мкм по протяженности	волокнистая зона составляет около 1300 мкм (а) (учитывая скол)
	Излом в виде «звезды»	Длина волокнистой зоны составляет 500 мкм	
Поверхность более однородна			выявлена ямка сдвига шириной около 10 мкм

Таким образом, с помощью РЭМ-анализа выявлено изменение морфологии поверхности при увеличении индукции магнитного поля. Волокнистая зона увеличивается в длину с увеличением индукции магнитного поля, образуя прямую линию поперек образца. С применением магнитного поля в процессе ползучести получена более равномерная поверхность, уменьшилось количество микроуглублений. Рельеф образован небольшими ступенями. Полученные данные показывают влияние магнитного поля на изменение морфологии поверхности свинца, сформированной при разрушении.

**Благодарности: Исследование выполнено с использованием оборудования ЦКП «Материаловедение» ФГБОУ ВО «СибГИУ».**

**ЛИТЕРАТУРА**

- Gillon P. Uses of intense d.c. magnetic fields in materials processing / Materials Science and Engineering: A. – 2000. - №287. – pp. 146-152.
- De Marco M. Introduction to modes of fracture and fractographic analysis. Part 1. / E. Ferrari, M. Palombo, M. Zabbia. – 2015. - V. 67. - pp. 95-106.
- Lange G.A. Fractography of Metals / by Ed. K.H.J. Buschow and et al. Oxford: Elsevier, 2001. pp. 3265–3270.
- Серебрякова А.А., Влияние магнитного поля с индукцией до 0,5 Тл на динамику деформационных характеристик свинца / А.А. Серебрякова, Д.В. Загуляев, В.В. Шляров // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2023. Т. 20, No 1. С. 52–58. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.006.

**ВЫСОКОПОРИСТАЯ КОРУНДОВАЯ КЕРАМИКА С ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ:  
ПОЛУЧЕНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ**

**Прилипко С.Ю., Бурховецкий В.В., Глазунова В.А., Кудрявцев Ю.А.,  
Брюханова И.И., Головань Г.Н.**

*Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, Донецк, Россия,  
suprilipko@mail.ru*

Пористые образцы, различающиеся величиной пористости и внутренней структурой, были получены твердофазным спеканием из порошков  $Al_2O_3$  различной морфологии. Порошки различались формой частиц, их размерами, а также типом кристаллической решетки. Средний размер кристаллитов варьировался от 10 до 2000 нм. Также для повышения плотности компакта применялись полидисперсная смесь порошков. Химический состав всех порошков был одинаковый, добавки не применялись. Давление холодного изостатического прессования составляло от 200 до 1000 МПа. Температура спекания составляла  $1450^\circ C$ . В результате спекания были получены образцы с пористостью от 25 до 55% при теоретической плотности  $3,99 \text{ г/см}^3$ .

Испытания на четырехточечный изгиб (рисунок 1) продемонстрировали большое влияние на прочность не только плотности образцов и давления их предварительного прессования, но и морфологии исходных порошков и, как следствие, полученной микроструктуры керамики.

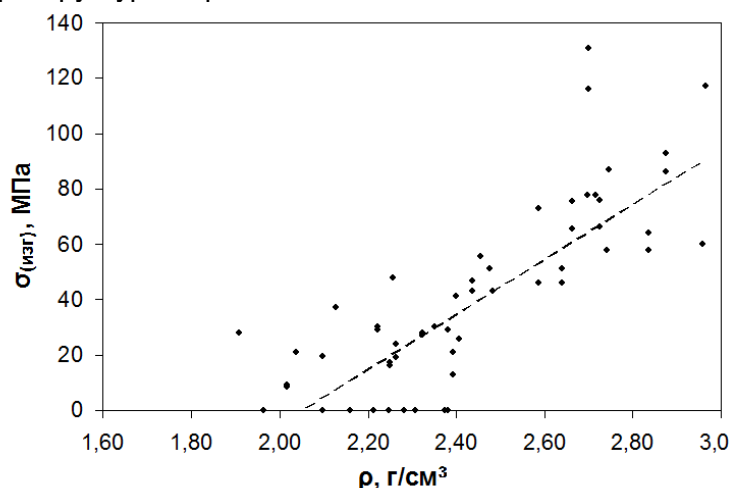


Рисунок 1 – Прочность пористой керамики  $Al_2O_3$  при испытаниях на четырехточечный изгиб.

Как видно из рисунка 1, максимальная прочность пористых образцов, достигнутая в ходе экспериментов, составила 130 МПа. Результаты исследований микроструктуры образцов выявили определенные закономерности, влияющие на их прочность. Ключевым фактором, определяющим прочность образцов, оказалось наличие крупных пор, появление которых, по-видимому, обусловлено морфологией исходного порошка и в некоторой степени нивелируется повышением давления холодного изостатического прессования.

Исключительная химическая стойкость пористого оксида алюминия, позволяет использовать его в качестве фильтрующего материала для отходов производств, а его термическая стойкость, даёт возможность проводить регенерацию при помощи термической обработки. Еще одним несомненным достоинством этого материала является дешевизна сырьевых материалов для получения такой керамики.

Для измерения фильтрующей способности полученной керамики применялась суспензия дезагрегированного нанопорошка углерода с минимальным размером частиц 50 нм в воде. Аналогичные исследования были проведены для пробы шахтной воды, состав которой приведен на рисунке 2.

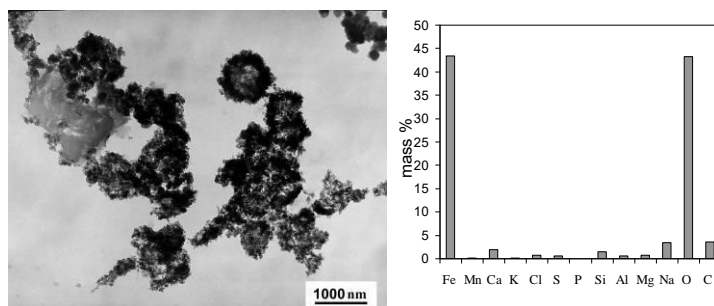


Рисунок 2 – Состав шахтной воды

В обоих случаях после фильтрования вода стала прозрачной и бесцветной. Успешно отделены все твердые частицы, в том числе размером порядка 50 нм. Очистка фильтра, применявшегося для отделения углеродных наночастиц проводилась выжиганием их при температуре 1000°C. Фильтр, использовавшийся для очистки шахтной воды, помещался в раствор лимонной кислоты для удаления солей металлов. После таких видов обработки обе керамические пластины были снова пригодны для использования. Исследования микроструктуры не выявили изменений после указанных обработок, также отсутствовали случаи потери массы. При повторных измерениях фильтрующей способности по-прежнему не наблюдалось твердых частиц в отфильтрованных образцах шахтной воды.

Как видно из графика (рисунок 3), скорость фильтрования почти линейно растет с повышением давления воды, что с учетом высокой прочности керамических фильтров (до 50 МПа при пористости более 40%) дает возможность многократно повышать их производительность по сравнению с фильтрованием без нагнетаемого давления.

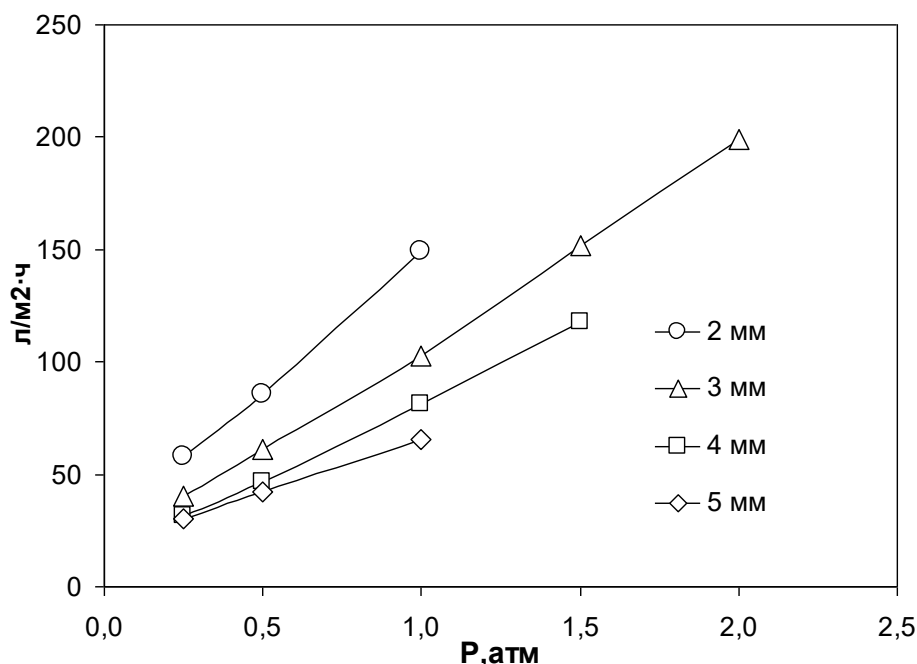


Рисунок 3 – Производительность керамических фильтров различной толщины в зависимости от величины нагнетаемого давления. Пористость керамики 60%, температура воды 20°C.

Ещё одним возможным применением пористой корундовой керамики является заполнение пор полимерным составом и получение композита, в котором каждый компонент имел бы непрерывную структуру. Основываясь на ранее полученных результатах, для получения композита были выбраны исходные порошки, наиболее перспективные с точки зрения удельной прочности. В качестве полимерного наполнителя использовался эпоксидный полимер катионной полимеризации УП-650Т.



Основные требования, предъявлявшиеся к полимеру, заключались в длительном отверждении с минимальными изменениями размеров при этом, а также высокой степени адгезии с керамикой. Нужно отметить, что выбранный полимер при отсутствии керамического каркаса был гибким, что не позволило измерить его собственную прочность при изгибе. Тем не менее, заполнение пустот в пористых керамических образцах привело к существенному росту их удельной прочности (рисунок 4).

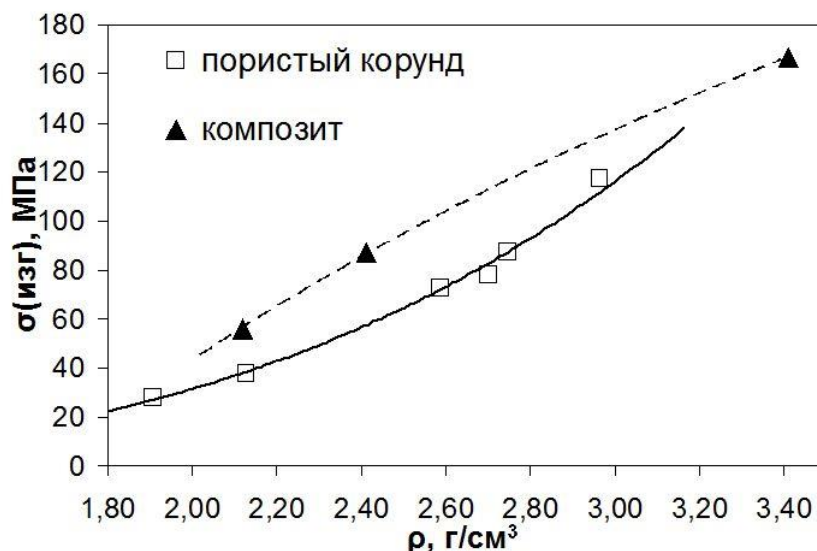


Рисунок 4 – Зависимость прочности на изгиб от плотности для исходной корундовой матрицы и корундовой матрицы заполненной полимером.

Из приведенных результатов можно сделать вывод о перспективности применения эпоксидных смол для получения полимер-керамических композитов. Предложенные композиты с керамической матрицей способны соединять в себе достоинства обоих компонентов: высокую прочность и износостойкость при низком удельном весе и устойчивости к коррозии. Получение керамической структуры с открытой пористостью, обеспечивает полное заполнение пор керамической матрицы упрочняющими полимерными составами. Удельная прочность, а также трещиностойкость таких композитных образцов выше, чем у исходной пористой керамики.

## ЭФФЕКТ ПЛАСТИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ТОНКОЙ ЛЕНТЫ ИЗ СПЛАВА Nb–2%Zr ПРИ ТВЁРДОФАЗНОМ НАНЕСЕНИИ НА ЕЁ ПОВЕРХНОСТЬ КАРБИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Коржов В.П.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл.

korzhov@issp.as.ru

Твёрдофазные покрытия относятся к диффузионным, отличаясь способом нанесения их на металлы – насыщение поверхности элементом покрытия из порошковых смесей, газовых сред, расплавов металлов или их солей, паст и суспензий (шликерный метод). Насыщению поверхности элементом покрытия, углеродом, служит лента из термически расширенного графита (ТРГ) – thermally expanded graphite.

Последовательность операций получения лент с 2-сторонним карбидным покрытием (рис. 1): (1) сборка пакета из 10–20 и более лент, например, из ниобия толщиной 50 мкм, проложенных двумя лентами ТРГ, (2) его термообработка под давлением  $P$  до 15 МПа при 1500°C в течение 15–60 мин (3) разборка по границам между двух слоев графита (рис. 1).

Микроструктура поперечного сечения ленты после сварки показана на рис. 2.

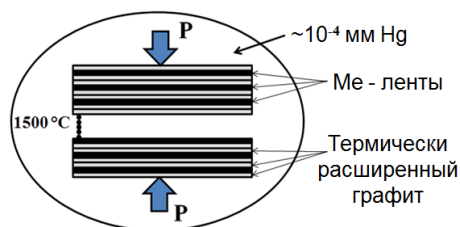


Рисунок 1 – Схематическое изображение пакета и получения карбидных покрытий на Nb-лентах при 1500°C, 1 ч и разборки пакета: 1–5 – номера спектров локального рентгеноспектрального анализа (ЛРСА)

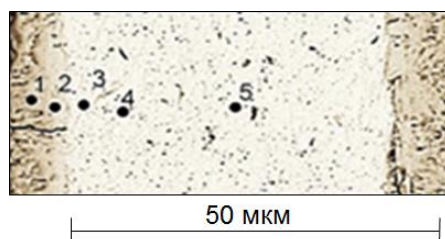


Рисунок 2 – Микроструктура поперечного сечения Nb-ленты толщиной 60 мкм после твердофазного взаимодействия с лентами ТРГ (1–5 – точки спектров ЛРСА)

На поверхностях Nb-ленты образовались плотные слои карбида NbC толщиной ~6 мкм (рис. 2). Анализа показал, что содержание углерода в них ~50 ат%. Внутри ленты наблюдалась эвтектика из (Nb)-твёрдого раствора с выделениями Nb<sub>2</sub>C (рис. 3, а и б).

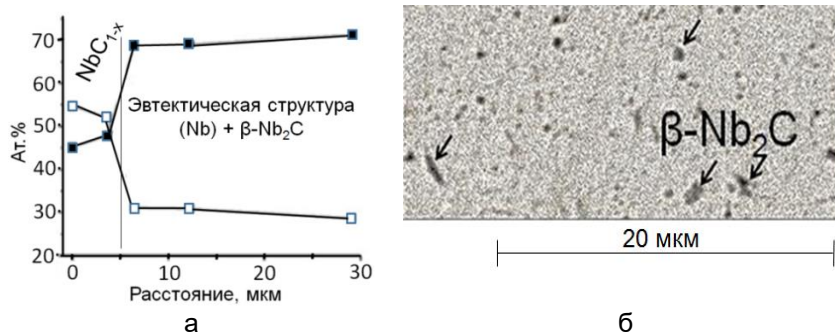


Рисунок 3 – Концентрационные профили и микроструктура эвтектической области поперечного сечения Nb-лент после твердофазного взаимодействия с лентами ТРГ

Получение покрытий продолжено на лентах Ti-сплава Ti-10,0%Cr-7,3%Mo-2,6%Al (рис. 4). На них образовался карбид (Ti, Me)C. Структура внутри покрытий 2-фазная – из  $\alpha$ -твёрдого раствора Cr, Mo, Al в титане + выделения карбида титана с Cr, Mo, Al после нагрева при 1500°C в течение 1 ч под давлением 1250°C, 2 ч, 10 МПа

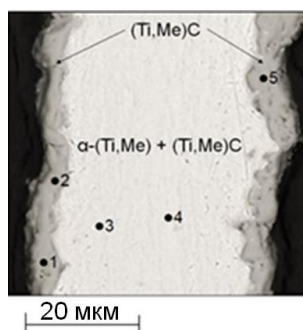


Рисунок 4 – Микроструктура поперечного сечения ленты из Ti-сплава с Cr, Mo и Al с покрытием поверхности слоем карбида (Ti,Cr,Mo,Al)C после нагрева под давлением 10 МПа в течение 2 ч при 1250°C

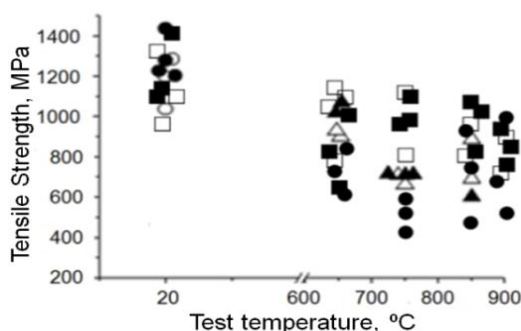


Рисунок 5 – Предел прочности  $\sigma_B$  композитов из лент Ti-сплава (●, △, ▲) и ниобия (■, □, ○) с карбидными покрытиями после сварки при 1250°C, 2 ч, 10 МПа

Из лент Nb и Ti-сплава с карбидными покрытиями были собраны пакеты Nb/CNbC/CNbC.../Nb и аналогичный с Ti-сплавом и под давлением получены многослойные композиты с упрочнением карбидными слоями (рис. 4). Результаты испытаний на 3-точечный изгиб при ~20°C и температурах до 900°C показаны на рис. 5. При 20°C  $\sigma_B = 1000-1400$  МПа, в интервале 650-900°C – от 600 до 1100 МПа. И, в заключение, о покрытиях на фольгах сплава Nb-2%Zr (рис. 6). После нагрева при 1500°C их структура отличалась отсутствием явно выраженного карбидного слоя. На глубине 5-7 мкм от поверхности были выделения карбида с циркония (Zr,Nb)C в (Nb)-матрице. По мере удаления от неё они вытягивались в иглы. Матричная фаза была карбидом (Nb,Zr)C<sub>1-x</sub>. Таким образом, мы имеем композит из 2-х не трещиностойких, но прочных структурных составляющих – матрицы из карбида на основе Nb и выделений карбида на основе Zr. Результат был неожиданным потому, что фольги не разрушались «хрупко» и выдерживали изгиб на радиус ~3 мм (рис. 5)!

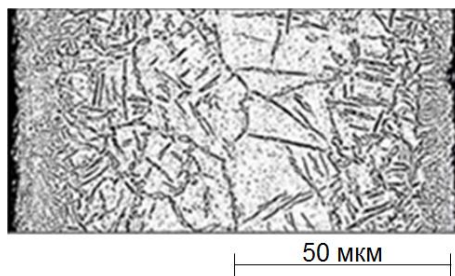


Рисунок 6 – Структура (Nb-Zr)-ленты после 1500°C, 45 мин в пакетах с ТРГ

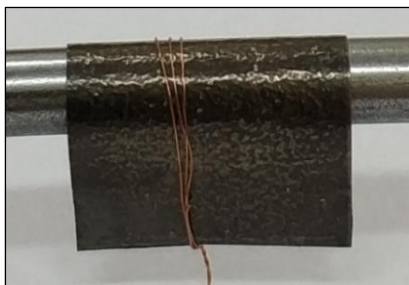


Рисунок 7 – Нехрупкое состояние фольги сплава Nb–2% Zr при изгибе  $\varnothing$  6 мм

Подобная проблема трещиностойкости не считается непреодолимой. Одна из возможностей ее решения была показано в 1964 году в работах Cook J. и Gordon J.E. путем торможения трещин на слабой границе раздела хрупких фаз. Впоследствии эта идея использовалась российским учёным С.Т. Милейко при разработке волокнистых композитов. Организация структуры с чередованием хрупких и «нехрупких» карбидных слоев с «относительно пластичными» слоями твердых растворов С и Si в Nb будет способна обеспечить приемлемый для композита уровень трещиностойкости.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ ЦИРКОНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Al-10 об.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ**

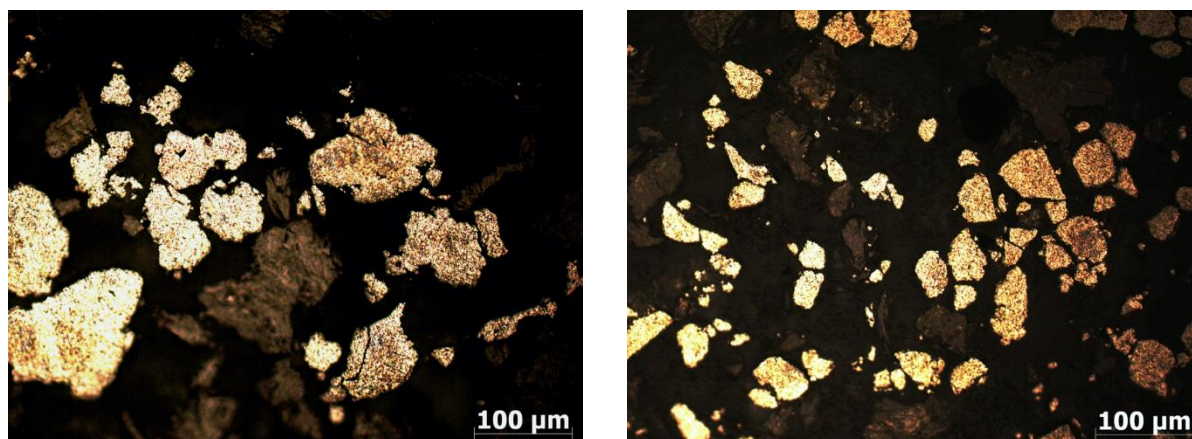
**Просвиряков А.С., Емелина Н.Б., Михайловская А.В.**

*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС,  
Москва, Россия, prolex@isis.ru*

Традиционные алюминиевые сплавы уже не могут удовлетворять повышенным требованиям к современным изделиям, работающим в тяжелых условиях. Важными легирующими элементами для жаропрочных алюминиевых сплавов являются переходные металлы, например, цирконий [1]. Однако, их предельная растворимость в алюминии крайне мала, что снижает потенциал упрочнения сплавов. Поэтому, в настоящее время разработке композиционных материалов (КМ) на алюминиевой основе уделяется самое пристальное внимание. Алюминиевые КМ превосходят традиционные сплавы по прочностным показателям, как при комнатной, так и при повышенных температурах. Во многом, это обусловлено характеристиками упрочняющих компонентов, обладающих высокими значениями твердости и температурой плавления. Традиционными упрочнителями в КМ являются керамические частицы, такие как, например, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. КМ Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> получают различными методами и достаточно хорошо изучены [2]. Наиболее эффективным методом является механическое легирование, относящееся к порошковой металлургии [3]. Этот метод позволяет достигать однородного распределения упрочняющих частиц в твердом состоянии и формирования ультрадисперсной нанокристаллической структуры. Однако, влияние переходных металлов на структуру и свойства КМ Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> не известно. При этом, например, механическое легирование алюминия цирконием приводит к увеличению растворимости последнего до 20 масс.% [4]. В результате последующего термического распада алюминиевого пересыщенного твердого раствора происходит образование большого количества наночастиц фазы Al<sub>3</sub>Zr (L<sub>12</sub>), являющейся эффективным упрочнителем алюминия и антирекристаллизатором зерен [5].

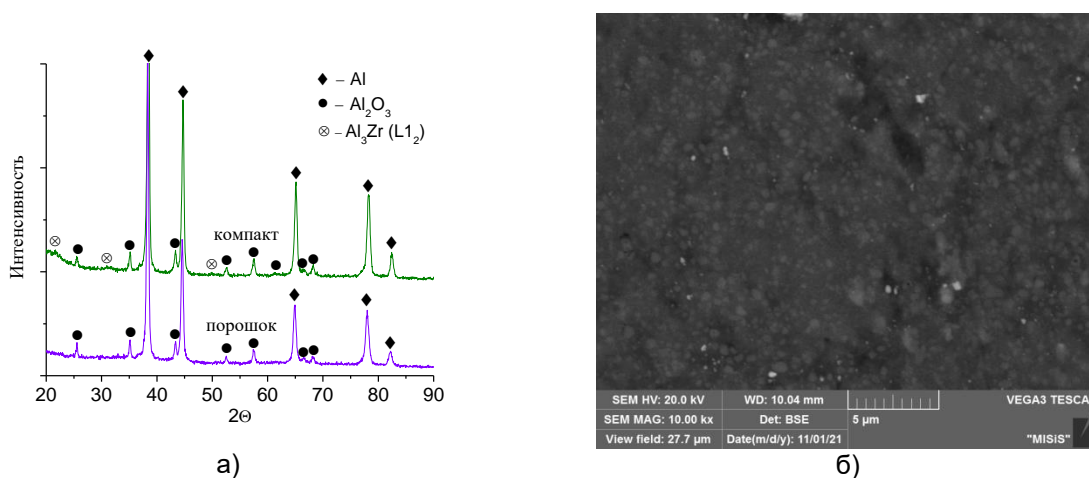
В данной работе в качестве исследуемых материалов служили КМ Al-10 об.%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с добавкой 5 масс.% Zr и без нее. Исходными компонентами являлись порошки Al и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (средний размер частиц около 500 нм), а также стружка циркония. Исходные материалы обрабатывали в планетарной шаровой мельнице Retsch PM400 в атмосфере аргона со скоростью 300 об/мин. Соотношение массы мелющих тел к массе обрабатываемого материала составляло 20:1. Продолжительность обработки в мельнице составляла 20 ч. Для исследования морфологии порошковые гранулы КМ смешивали в обойме с акриловым порошком и подвергали отверждению, после чего изготавливали шлифы. Порошок КМ компактировали путем предварительного компактирования при 300 °С и последующей всесторонней изостатическойковки при 400 °С.

На рис. 1 приведены изображения порошковых частиц (гранул) КМ в плоскости шлифа после механического легирования. Из рис. 1а видно, что края гранул КМ Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> неровные, а их размер составляет порядка 100 мкм. При этом, при добавлении 5 масс.% Zr форма гранул становится более правильной, а размер уменьшается.



а) б)  
Рисунок 1 – Морфология гранул KM Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5%Zr после 20 ч размола

На рис. 2а представлены дифрактограммы KM Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5%Zr непосредственно после механического легирования и послековки. Рентгеновский анализ обоих материалов показал, что в результате МЛ в них формируется сильнодеформированная нанокристаллическая структура. Помимо этого, в материале с добавкой циркония также образуется пересыщенный алюминиевый твердый раствор. Так, на дифрактограмме отсутствовали рентгеновские линии Zr. При этом, параметр решетки Al составил 0,406 нм, что соответствует полному растворению 5 масс.% Zr. Такая растворимость почти в 10 раз превышает значения, достигаемые при использовании традиционных методов литья.



а) б)  
Рисунок 2 – (а) Дифрактограммы и (б) микроструктура KM Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5%Zr

На рис. 2б показана микроструктура KM Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5%Zr послековки, аналогичная для материала без добавки циркония. Оба материала характеризовались равномерным распределением частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в алюминиевой матрице. При этом, структурных дефектов, таких как трещины и поры, выявлено не было. Кроме керамических частиц, в KM Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5%Zr методом дифрактометрии было выявлено содержание метастабильной фазы Al<sub>3</sub>Zr (L<sub>12</sub>) кубической модификации (рис. 2а), выделившейся из пересыщенного твердого раствора. Наноразмерные дисперсоиды Al<sub>3</sub>Zr (L<sub>12</sub>) способствуют повышению прочности и термической стойкости алюминиевых сплавов. Кроме того, нанокристаллический характер алюминиевой матрицы после горячего деформирования сохранился. Так, средний размер алюминиевого зерна послековки в KM Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-5%Zr составил, соответственно 80 и 30 нм. Значения же микротвердости компактных образцов без циркония и с добавкой составили, соответственно, 176 и 244 HV. Однако, проведенные испытания на одноосное сжатие при температуре 350 °С показали, что предел

текучести обоих материалов при этой температуре примерно одинаков и равняется 217 МПа, что может быть связано с разным размером алюминиевого зерна.

Таким образом, в работе было установлено, что добавка 5 масс.% Zr в КМ Al-10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> приводит к увеличению твердости механически легированого материала в 1,4 раза. В результате механического легирования и последующей всесторонней изостатическойковки формируется плотная нанокристаллическая структура с равномерно распределенными в алюминиевой матрице частицами Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и дисперсоидами Al<sub>3</sub>Zr (L1<sub>2</sub>), обеспечивающая высокие прочностные характеристики в интервале от 20 до 350 °С.

**Исследования выполнены за счет средств Минобрнауки России в рамках государственного задания Университету МИСИС, код проекта FSME-2023-0005.**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] R.S. Rana, R. Purohit, S. Das, Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites // *Int. J. Sci. Res. Pub.* 2012. V. 2. P. 1–7.

[2] P. Samal, P.R. Vundavilli, A. Meher, M.M. Mahapatra, Recent progress in aluminum metal matrix composites: A review on processing, mechanical and wear properties // *J. Manuf. Process.* 2020. V. 59. P. 131–152.

[3] C. Suryanarayana, Mechanical Alloying and Milling // *Prog. Mater. Sci.* 2001. V. 46. P. 1-184.

[4] A.S. Prosviryakov, K.D. Shcherbachev, Strengthening of mechanically alloyed Al-based alloy with high Zr contents // *Mater. Sci. Eng. A.* 2018. V. 713. P. 174-179.

[5] Z. Jia, G. Hu, B. Forbord, J.K. Solberg, Enhancement of recrystallization resistance of Al–Zr–Mn by two-step precipitation annealing // *Mater. Sci. Eng. A* 483-484. 2008. P. 195-198.

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ Cu-Al-Ni-(B) С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

Свирид А.Э., Пушин В.Г., Куранова Н.Н.  
 Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,  
 Екатеринбург, Россия, e-mail: svirid2491@rambler.ru

Впервые исследованы поликристаллические  $\alpha+\beta$ -сплавы системы Cu-Al-Ni эвтектоидных составов, в том числе легированные бором Cu, Al (10-11 мас.%), Ni (3-4 мас.%) и B (0.2–0.3 масс.%), подвергнутые высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) ковкой и прокаткой. Сплавы были получены в мелкозернистом состоянии, что обеспечило повышение функциональных прочностных и пластических характеристик. Предложена схема ВТМО объемных сплавов Cu-Al-Ni, в том числе легированных бором.

Цилиндрические заготовки сплавов с исходными размерами высотой  $h_0=15$  мм и диаметром  $D_0=10$  мм были подвергнуты горячей ковке с предварительной выдержкой 20 минут при 1173 К и закалкой в воду. Таким образом были получены заготовки сплавов с размерами  $h_1 \approx 5$  мм и  $D_0 \approx 23$  мм. Второй этап ВТМО включал в себя повторный нагрев сплавов на температуру 1250 К. Такие температуры нагрева были выбраны нами для деформации в однофазной  $\beta$ -области. На втором этапе выполняли горячую прокатку в несколько проходов до утонения заготовок до 1 мм ( $\epsilon \approx 80\%$ ). Данная обработка усложнялась тем, что прокатные валки не подогреваются и поэтому заготовки сплавов при проходе остывали до температур приблизительно 973–923 К. Поэтому перед каждым последующим проходом заготовки повторно нагревали до 1250 К и выдерживали 60 сек. Деформированные полосы сплавов длиной 120 мм, шириной 15 мм и толщиной  $t=1$  мм нагревали в течение 60 сек для последующей закалки в воду. Все полученные сплавы после ВТМО подвергали релаксационному отжигу при 423 К, 20 мин (см. схему на рис. 1).

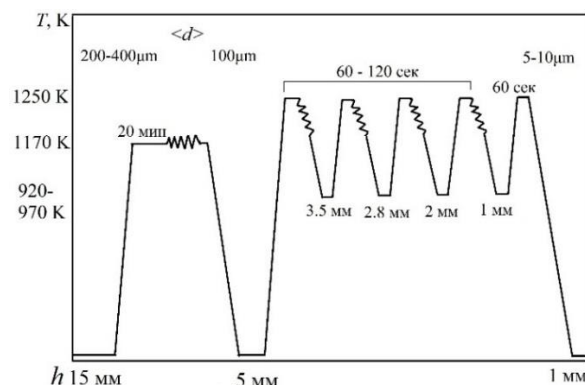


Рисунок 1 – Схема ВТМО сплавов с указанием температур, среднего размера зерен  $\langle d \rangle$ , времени выдержки и толщины заготовки  $h$ , мм

Структуру и фазовый состав сплавов изучали методами рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии (РЭМ и ПЭМ). Использовали оборудование ЦКП ИФМ УрО РАН: ПЭМ Tescan G<sup>2</sup> 30 (при ускоряющем напряжении 300 кВ) и РЭМ Tescan Mira, оснащенный приставкой энергодисперсионного анализа Ultim Max 100 Oxford Inst. (при ускоряющем напряжении 30 кВ). Подготовку фольг диаметром 3 мм выполняли на установке GATAN PIPS II. Испытания на растяжение тонких полос толщиной до 3 мм и определение их механических свойств проводили по ГОСТ-11701-84.

В сплавах системы Cu-Al-Ni при температуре 838 К ( $T_{\text{сп}}$ ) и ниже в равновесных условиях происходит эвтектоидный распад  $\beta$ -фазы на  $\alpha$ -фазу ( $a_{\alpha}$  близок к 0.361 нм, с ГЦК – решеткой) и  $\gamma_2$ -фазу (на основе интерметаллида  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  с кубической решеткой  $D8_3$ ,  $a_{\gamma_2}$  близок к 0.870 нм), а также  $\beta'_2 - B2'$  на основе NiAl ( $a_{B2'}$  близок к 0.289 нм). В



проведенных ранее исследованиях было установлено, что закалка сплавов системы Cu-Al-Ni из однофазной  $\beta$ -области предотвращает эвтектоидный распад.

Отметим, что в полученных данным методом сплавах происходит ТМП по схеме  $\beta_1 \rightarrow \beta'_1(18R)$  или  $\beta_1 \rightarrow \beta'_1(18R) + \square'_1(2H)$ . ВТМО обеспечила прохождение в сплавах в аустенитном состоянии процессов рекристаллизации смешанного типа: динамической, непосредственно во времяковки или прокатки через валки, и статической, проходящей во время нагрева сплавов между проходами. Можно отметить, что при съемке рентгенограмм без вращения образца наблюдали осевую коаксиальную деформационно-рекристаллизационную текстуру аустенита типа  $\langle 111 \rangle \alpha$ , наследуемую при охлаждении до комнатной температуры мартенситными фазами.

Для уточнения реальных изменений микроструктуры и фазового состава сплавов в результате ВТМО были проведены РЭМ и ПЭМ – исследования и рентгенофазовый анализ. Показано, что после ВТМО в сплаве Cu-11Al-4Ni-0.2B сформировалась МЗ структура с  $\alpha$ -зернами до 10 мкм, которая имеет на 2-3 порядка более дисперсные зерна-кристаллиты по сравнению с исходной крупнозернистой (КЗ) структурой (рис.2а). В микроструктуре сплава наблюдали искривленные и не имеющие правильной полиэдрической формы границы зерен, что свойственно динамической рекристаллизации. Наблюдали как достаточно крупные отдельные зерна  $\alpha$ -фазы, так и наиболее часто встречающиеся мелкие (до 5 мкм), образовавшиеся, очевидно, вследствие статической рекристаллизации (рис.2б). Исследование тонкой структуры в ПЭМ позволило обнаружить дефекты упаковки. В темнопольном режиме изображения наблюдаются также дисперсные выделения, вероятно,  $B2'$ -фазы (размером менее 1 нм) с характерными сателлитами вблизи рефлексов  $\alpha$ -фазы на электронограмме, которые, по-видимому, образовались вследствие проэвтектоидного распада во время остывания сплава между проходами через валки (см. на вставке на рис.2в). Данную фазу наблюдали преимущественно в теле  $\alpha$ -зерен, что указывает на гомогенный характер распада. (рис.2в, г).

Для определения механического поведения деформированных сплавов с различным содержанием легирующих элементов, были проведены механические испытания на одноосное растяжение. Кривые «напряжение-деформация» испытаний на растяжение при комнатной температуре ряда изученных поликристаллических сплавов, подвергнутых ВТМО, приведены на рис.3. Из анализа данных механических испытаний следует, что добавка бора оказывает положительное влияние на механические свойства, такие как предел прочности  $\sigma_b$  и относительное равномерное удлинение  $\delta$ . Наилучшие свойства по пластичности продемонстрировали двухфазные ( $\alpha + \beta$ ) сплавы с МЗ структурой Cu-11Al-4Ni-0.2B и Cu-10Al-3Ni-0.3B, легированные бором (см. рис.3).

Видно, что при увеличении нагрузки деформация происходила в условиях умеренного упрочнения, завершающегося разрушением образцов при высоких значениях  $\sigma_b$  (до 750 МПа) после значительной для данных сплавов пластической деформации до 20%. Это на 150 МПа больше, чем в сплавах без бора после ВТМО.

Ранее нами было установлено, что равномерно распределенные частицы бора оказывают «барьерный» эффект для роста зерен и огрубления микроструктуры при термическом воздействии на сплавы. И таким образом, локализуясь на границах, предотвращают зарождение и рост трещин в исследованных сплавах после ВТМО. Более того, ВТМО сплавов инициировала проэвтектоидный распад пересыщенного  $\beta$ -твердого раствора с формированием дисперсной  $B2'$ -фазы в  $\alpha$ -зернах, что также обеспечивает дополнительный упрочняющий эффект при деформации растяжением.

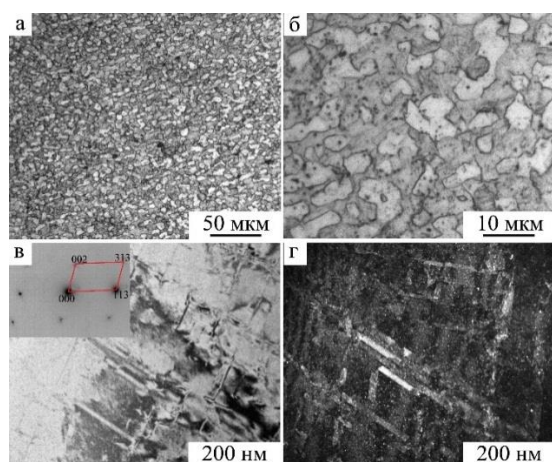


Рисунок 2 – ОМ- (а, б), светло- (в) и темнопольное (г) ПЭМ-изображения микроструктуры сплава Cu-11Al-4Ni-0.2B после VTMO. На вставке- соответствующая электронограмма с обозначением рефлексов

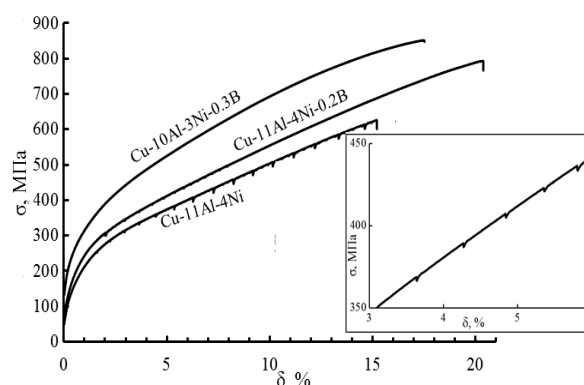


Рисунок 3 – Кривые напряжение-деформация  $\sigma$ – $\delta$  при растяжении сплавов Cu-10Al-3Ni-0.3B, Cu-11Al-4Ni-0.2B, Cu-11Al-4Ni после VTMO. На вставке увеличенный фрагмент участка кривой для сплава Cu-11Al-4Ni-0.2B

Известно, что основным механизмом деформации сплавов с ЭПФ, имеющих полностью мартенситное состояние, независимо от типа внутренних дефектов, является деформация двойникованием. Обращает на себя внимание «пилообразный» участок кривой растяжения сплава Cu-11Al-4Ni-0.2B при напряжениях 300–500 МПа (рис.6, вставка). Такое поведение связано с переориентацией двойниковой мартенситной структуры в процессе деформации. Подобный «пилообразный» вид кривой растяжения наблюдали также для трехкомпонентного сплава Cu-11Al-4Ni. На кривой растяжения видно, что процесс переориентации или раздвойнивания мартенсита проходил при нагрузках с равными интервалами. В данном случае напряжение начала переориентации двойникового мартенсита было зафиксировано при напряжении от 200 МПа. Этот процесс происходил до разрушения образца. В целом мартенситная деформация, включая раздвойнивание и переориентацию мартенситных кристаллов в направлении действующих сил, вносит ощутимый вклад в способность сплава испытывать пластическую деформацию.

Выводы:

1. VTMO обеспечивает получение массивных полос с мелкозернистой структурой с размерами зерен менее 15 мкм.
2. Предложена схема VTMO для получения крупноразмерных прочных и пластичных полос сплавов на основе Cu-Ni-Al-B. Данная схема обработки позволяет избежать эвтектидный распад с образованием охрупчивающей  $\gamma_2$ -фазы.
3. Деформация сплавов Cu-Al-Ni-(B) в мартенситном состоянии при одноосном растяжении в основном осуществляется двойникованием или передвойникованием, о чем свидетельствуют «пилообразные» участки на кривых «напряжение-деформация».

Работа выполнена за счет средств Российского научного фонда (проект № 22-72-00056, <https://rscf.ru/project/22-72-00056/>, ИФМ УрО РАН).

**МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ, ОПТИЧЕСКИЕ И  
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ОКСИДА ЦИНКА, ЛЕГИРОВАННОГО  
КОБАЛЬТОМ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО ОСАЖДЕНИЯ**

**Босак Н.А.<sup>1</sup>, Пашаян С.Т.<sup>2</sup>, Баран Л.В.<sup>3</sup>,  
Малютина-Бронская В.В.<sup>4</sup>, Дробуш В.С.<sup>1</sup>, Кузьмицкая А.С.<sup>4</sup>**  
<sup>1</sup>Институт физики имени Б.И. Степанова НАН Беларуси, Минск  
<sup>2</sup>Институт физических исследований НАН РА, Аштарак-2, Армения  
<sup>3</sup>Белорусский государственный университет, Минск  
<sup>4</sup>ГНПО «Оптика, оптоэлектроника и лазерная техника», Минск

**Введение.** Наноструктурированные пленки из оксидов металлов широко применяются в микроэлектронике. Элементы переходных металлов позволяют варьировать оптические, электрические свойства, а также магнитные, например ферромагнетизм. Структуры ZnO, легированные 1% Fe, проявляют диамагнитный характер [1], в то время как слабая ферромагнитная природа наблюдается для ZnO, легированных 2, 3 и 4% Fe [2], причем ферромагнетизм при комнатной температуре наблюдался в тонкой пленке  $Zn_{1-x}Co_xO$  и вызван примесью в виде кластеров Co. Собственный ферромагнетизм наблюдался в работе [3] в наночастицах ZnO, легированных кобальтом.

В работе представлены результаты исследования структурных, оптических и электрических свойств тонких пленок оксида цинка, легированного кобальтом ZnO+15%Co, осажденных в вакууме на кварцевую и кремниевую подложки при многоимпульсном высокочастотном лазерном воздействии [4].

**Экспериментальная установка.** Пленки оксида цинка, легированного кобальтом ZnO+15%Co, осаждались методом высокочастотного лазерного распыления керамических мишеней в вакууме ( $p = 2,2 \cdot 10^{-2}$  мм рт. ст.). Экспериментальная лазерная установка ( $\lambda = 1,06$  мкм) с регулируемой частотой повторения лазерных импульсов от 5 до 50 кГц содержала: источник лазерного излучения, оптическую систему транспортировки лазерного излучения к распыляемой мишени, вакуумную камеру и измерительно-диагностический модуль. Частота повторения лазерных импульсов изменялась за счет варьирования уровня накачки лазера и оптической плотности затвора из радиационно облученного кристаллического фторида лития LiF с  $F_2^-$ -центрами окраски; длительность лазерных импульсов на полувысоте составляла  $\tau \sim 85$  нс. Осаждение макроскопически однородных тонких пленок достигалось при плотности мощности лазерного излучения  $q = 81$  МВт/см<sup>2</sup> и частоте повторения импульсов  $f \sim 10-12$  кГц. Морфология поверхности образцов исследовалась с помощью растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP и сканирующего зондового микроскопа Solver P47 Pro. Для идентификации элементов и количественного анализа элементного состава использовался метод рентгеноспектрального микроанализа. Исследования проводились с помощью энергодисперсионного безазотного спектрометра Aztec Energy Advanced X-Max 80. Для исследования распределения анализируемых элементов вдоль поверхности образца осуществлялось сканирование электронным лучом вдоль заданной линии.

Пропускание оптического излучения тонкими пленками в ближнем инфракрасном (ИК) диапазоне спектра измерялось на спектрофотометре Cary 500 Scan. Спектры пропускания в средней инфракрасной области регистрировались с помощью ИК-Фурье-спектрометра NEXUS (Thermo Nicolet) в диапазоне 400–4000 см<sup>-1</sup>. Измерения вольт-амперных (ВАХ) и вольт-фарадных (ВФХ) характеристик проводились с помощью автоматизированного измерителя иммитанса E7-20 при комнатной температуре. ВФХ измеряли на частоте сигнала 100 кГц, 500 кГц и 1 МГц.

**Экспериментальные результаты и их анализ.** АСМ-изображения морфологии поверхности пленок ZnO+15%Co представлены на рисунке 1. При исследовании морфологии поверхности в режиме амплитудно-частотной модуляции методом

постоянной силы установлено, что при осаждении на кварцевую подложку формируется развитая поверхность пленок со средним перепадом высот 308 нм при среднеквадратичной шероховатости 131 нм. Основные параметры шероховатости определялись в пяти разных точках образца при сканировании области размером 20x20 мкм. На поверхности пленок обнаружено большое количество частиц разных размеров и отдельных конгломератов. Латеральный размер частиц составляет 30-200 нм, высота конгломератов достигает 800 нм. При осаждении на кремниевую подложку также формируется развитая поверхность пленок, при этом средний перепад высот больше, чем для пленок на кварцевой подложке, и составляет 396 нм при среднеквадратичной шероховатости 149 нм. Латеральный размер частиц составляет 130-300 нм, а высота отдельных конгломератов достигает 1,5 мкм.

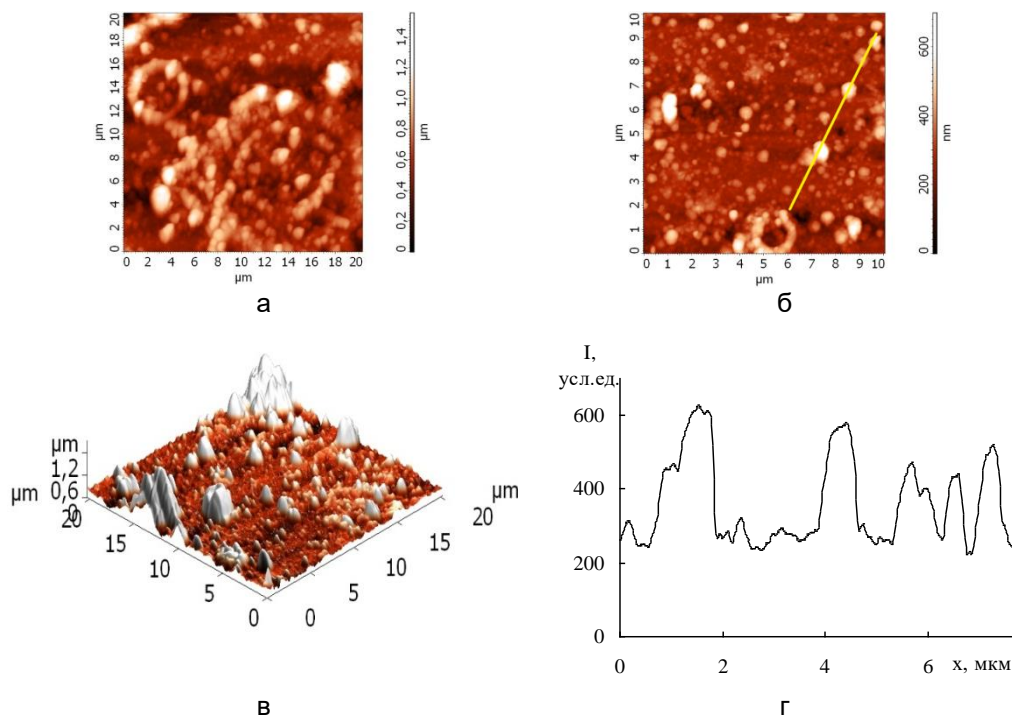


Рисунок 1 – АСМ-изображения поверхности лазерно-осажденной тонкой пленки ZnO+15%Co (а, б, в) и профиль сечения рельефа вдоль выделенной линии (г)

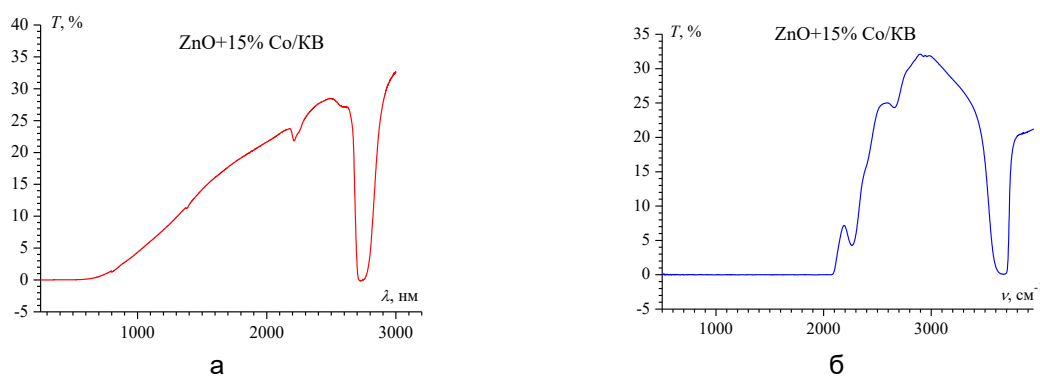


Рисунок 2 – Спектры пропускания лазерно-осажденной пленки оксида цинка ZnO+15%Co на кварцевой подложке в видимой, ближней (а) и средней ИК-области (б).

Пропускание лазерно-осажденной пленки оксида цинка ZnO+15%Co на кварцевой подложке в ближней ИК-области спектра (рис. 2, а) нарастает от  $T = 1,2\%$  на длине волны  $\lambda = 762$  нм до величины пропускания  $T = 28,5\%$  на длине волны  $\lambda = 2496$  нм. В области  $\lambda = 2728$  нм наблюдается интенсивная полоса поглощения. Пропускание пленки оксида цинка с добавкой кобальта в средней ИК-области сильно возрастает от  $T = 0,4\%$  на частоте  $\nu = 2092$  см<sup>-1</sup> до  $T = 32\%$  на частоте  $\nu = 2897$  см<sup>-1</sup>

(рис. 2, б). На частотах  $\nu = 2193 \text{ см}^{-1}$  и  $\nu = 2583 \text{ см}^{-1}$  в спектре пропускания заметны максимумы. В области  $\nu = 3663 \text{ см}^{-1}$  наблюдается интенсивная полоса поглощения.

На рисунке 3 показаны ВАХ и ВФХ структуры ZnO+15%Co/Si. Из рис. 3, а установлено, что отношение тока при положительном напряжении (10 В) и отрицательном напряжении (-10 В) составляет порядка 10. На ВФХ в области положительных напряжений наблюдается гистерезис (рис. 3, б). В области 0 В наблюдается максимум. С ростом частоты измерительного сигнала уменьшаются значение емкости при положительных напряжениях, величина максимума в области 0 В и величина гистерезиса. Изменения емкости в области положительных напряжений с ростом частоты вызвано изменением емкостными свойствами: границы ZnO+15%Co/Si раздела и границы зерен в композитной пленке ZnO+15%Co, а также определяются областью пространственного заряда на кремнии.

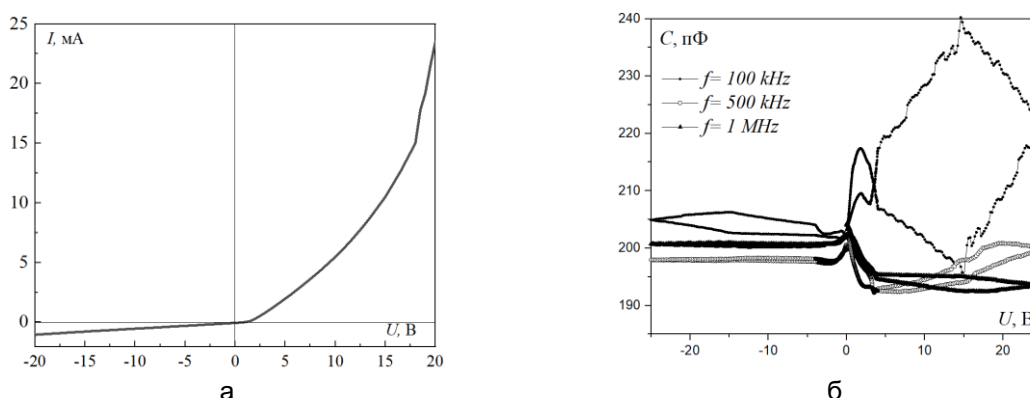


Рисунок 3 – Вольт-амперная (а) и вольт-фарадная (б) характеристика тонкой пленки оксида цинка ZnO+15%Co на кремниевой подложке.

**Выводы.** Методом высокочастотного лазерного распыления получены нанокристаллические пленки ZnO+15%Co с латеральным размером частиц 30-200 нм и среднеквадратичной шероховатостью 131 нм. Пропускание пленки на кварцевой подложке в ближней ИК-области спектра нарастает от  $T = 1,2 \%$  на длине волны  $\lambda = 762 \text{ нм}$  до величины пропускания  $T = 28,5 \%$  на длине волны  $\lambda = 2496 \text{ нм}$ . В области  $\lambda = 2728 \text{ нм}$  наблюдается интенсивная полоса поглощения. Электрофизические свойства ZnO+15%Co/Si определяются свойствами: границы ZnO+15%Co/Si раздела и границы зерен в композитной пленке ZnO+15%Co, а также определяются областью пространственного заряда на кремнии.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. P. K. Shanna, R. K. Dutta. A. C. Pandey, S. Layek and H. C. Venna. J. Magn. Mater. 2009. 321. 2587-2591
2. J. H. Kim, H. Kim. D. Kim. Y. E. Hun and W. K. Choo. J. Appl. Pjiys2002, 92. 6066
3. Z. H. Zhang, X. Wang, J. B. Xu, S. Muller. C. Ronning and Quan Li. Nature Nanotechnology, 2009. 4. 523-527.
4. Минько Л.Я., Чумаков А.Н., Босак Н.А. Квантовая электроника. 1990. Т.17, №11. С. 1480–1484.

## **ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ I-ФАЗЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Mn**

**Мочуговский А.Г., Мухамеджанова А., Михайловская А.В.**

*НИТУ «МИСИС», Москва, РФ,  
mochugovskiy.ag@misis.ru*

Распад пересыщенного твердого раствора в алюминиевых сплавах сопровождается выделением дисперсоидов интерметаллических фаз, обеспечивающих значительный вклад в упрочнение и повышающих термическую стабильность зеренной структуры. В алюминиевых сплавах, легированных марганцем, могут формироваться дисперсоиды стабильной фазы  $Al_6Mn$ , а также ряда метастабильных кристаллических фаз.

Помимо кристаллических фаз, в Mn-содержащих алюминиевых сплавах могут формироваться дисперсоиды с квазикристаллическим типом структуры. В ряде работ показано, что в сплавах Al-Mn-(Fe)-(Si) при отжиге образуется квазикристаллическая I-фаза искосаэдрического типа. Выделения данной фазы наблюдали при сравнительно низких температурах термообработки, не превышающих 400 °С. Исследователи сходятся во мнении, что формирование I-фазы является начальным этапом распада пересыщенного марганцем твердого раствора на основе алюминия.

Механизм и температурно-временной интервал выделения квазикристаллических дисперсоидов в процессе отжига, а также влияние легирующих элементов на их формирование изучены недостаточно. Данная работа посвящена сравнительному анализу распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Al-2Mn и Al-2Mn-1.5Mg и определению оптимального режима отжига, обеспечивающего образование дисперсоидов квазикристаллической I-фазы.

Температурно-временной интервал образования квазикристаллических дисперсоидов и роль легирующих элементов, например Mg, в характере выделения I-фазы неясны. Настоящее исследование посвящено изучению влияния легирующих элементов, таких как Mg и Cu, а также параметров термической и термомеханической обработки, включая предварительную деформацию, и интенсивную пластическую деформацию на формирование квазискристаллической I-фазы в сплавах на основе системы Al-Mn.

Определения фазового состава сплавов в работе осуществляли посредством рентгенофазового анализ при помощи дифрактометра Bruker D8 Advanced и методом микрорентгеноспектрального анализа при помощи микроскопа Vega3 TESCAN 3LMN. Определение параметра и структуры наноразмерных частиц осуществляли при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM 2100. Для анализа кинетики распада твердого раствора использовались методы измерения твердости и электропроводности.

В результате проведенных исследований было показано, что в сплавах Al-Mn и Al-Mn-Mg выделения I-фазы с квазикристаллической структуры формировались при отжиге при 350–400 °С в течение 8–48 ч. Увеличение температуры отжига с 350 до 400 °С или времени от 8–16 до 48 ч при 350 °С приводило к трансформации мелкодисперсных дисперсоидов I-фазы в частицы кубической  $\alpha$ -фазы с пластинчатой морфологией. В сплаве Al-Mn-Mg частицы I-фазы с квазикристаллической структуры преимущественно образуются вблизи дислокаций, тогда как в сплаве Al-Mn преимущественно на границах зерен. Добавка Mg не влияла на тип и химический состав квазикристаллических выделений, но ускоряла кинетику распада и приводила к образованию высокой плотности дисперсоидов I-фазы в теле зерна.

Исследовано влияние предварительной деформации на формирование I-фазы в сплаве Al-Mn-Mg. Отжиг при 300–350 °С литых (рисунок 1а) и предварительно деформированных с обжатием 30–80 % (Рисунок 1б) образцов привел к выделению искосаэдрических дисперсоидов I-фазы в Mg-содержащем твердом растворе.

Дисперсоиды I-фазы формировались преимущественно на дислокациях и на границах зерен/субзерен.

Предварительная деформация ускоряла распад твердого раствора, увеличивала плотность распределения дисперсоидов и упрочняющий эффект при отжиге. После отжига при 300 °С в течение 8 ч средний размер дисперсоидов I-фазы составлял 18–23 нм и существенно не менялся в зависимости от уровня предварительной деформации. После отжига при 350 °С средний размер дисперсоидов увеличился с 33 нм до 60 нм при повышении уровня предварительной деформации от 0 до 80 %.

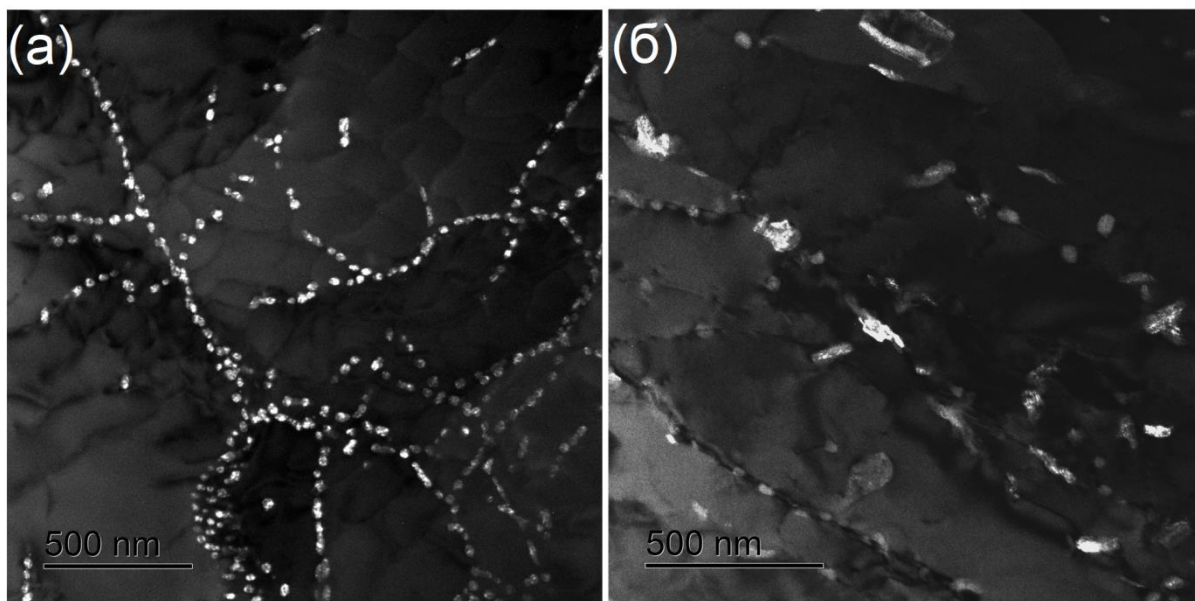


Рисунок 1 – Микроструктура сплава Al-2Mn-1.5Mg после 8 ч отжига при 350 °С образцов в (а) литом и (б) предварительно деформированном с обжатием 80 % состояниях

Исследована микроструктура и механические свойства в сплаве Al-2.0Cu-2.0Mn после кристаллизации. После литья идентифицировали пересыщенный твердый раствор на основе алюминия, фазы  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_6\text{Mn}$  и  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  кристаллизационного происхождения. Отжиг образцов в интервале температур 300–350 °С привел к формированию метастабильной  $\theta'$ -фазы и равноосных выделений квазикристаллической I-фазы. Средний размер выделений I-фазы в зависимости от режимов обработки варьировал в пределах ~30–50 нм. При повышении температуры старения до 400 °С формировались стержнеобразные частицы T-фазы.

**Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 23-19-00791).**

## **ВЫБОР СПОСОБА ЭКСПРЕСС-КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ОЧИСТКИ ПОВЕРХНОСТИ ДЛЯ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ЛАЗЕРНОГО УДАЛЕНИЯ ОКСИДНЫХ И ОРГАНИЧЕСКИХ СЛОЕВ С УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

**Девойно О.Г.<sup>1</sup>, Лапковский А.С.<sup>1</sup>, Луцко Н.И.<sup>1</sup>, Горбунов А.В.<sup>2</sup>, Шпакевич Д.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь*

<sup>2</sup>*Технологический институт авионавтики, г. Сан Жозе дос Кампос, Бразилия*

Процесс лазерного удаления окалины и ржавчины, как высокоэффективный и экологически чистый метод очистки корродированных стальных поверхностей, в последние десятилетия активно исследуется и постепенно находит применение в машиностроительной, судостроительной, химической и других промышленных отраслях. Этот метод обработки - лазерная очистка (ЛО) начал создавать конкуренцию традиционным механическим методам (дробеструйному и т.д.) устранения ржавчины и окалины с металлических заготовок и изделий, также, как и технологии, использующие ЛО для удаление лакокрасочных и других органических слоев с углеродистых сталей [1–2]. Однако эффективность данной группы технологий пока существенно зависит от эмпирических навыков операторов лазерного оборудования по распознаванию изменений в условиях очистки от ржавчины/окалины, связанных с нестабильными режимами процесса ЛО и дефектами металлических поверхностей. При этом наблюдается явная потребность промышленности в автоматизации технологий ЛО металлоизделий из сталей и сплавов от оксидных и органических веществ, для предотвращения удлинения времени очистки. В связи с этим как цель нашей работы было принято обоснование выбора способа оперативного контроля/защиты от такой завышенной длительности очистки, что может давать вредный эффект частичного (и даже неравномерного) оплавления уже очищенной от загрязнений поверхности стали.

Анализ имеющейся информации по этому направлению показал, что для данной цели контроля пригодны несколько методов неразрушающего анализа, применимых в частности для ЛО востребованной в промышленности группы углеродистых сталей. Среди них - метод оптической эмиссионной спектроскопии (ОЭС, или применительно к лазерной плазме - LIBS (Laser-induced breakdown spectroscopy)) можно считать одним из наиболее удобных для нашего случая мониторинга надповерхностной зоны (наряду с более сложными и затратными в использовании – акустической эмиссионной диагностикой и др. [3]), и он хорошо зарекомендовал себя в экспресс-контроле сред в газоразрядных плазменных и лазерных технологиях обработки ряда материалов [4–6].

В данной работе нами использовалась такая физико-химическая методика, как расчет (в термодинамическом (ТД) приближении) состава и термохимических свойств реакционной смеси в зоне ЛО на поверхности стали с оксидным слоем. Для реализации расчета с определением состава газовых и конденсированных фаз в рассматриваемой системе (соответствующей рабочим средам при ЛО с вводом вспомогательных или защитных газов) может быть использовано моделирование, основанное на анализе химических равновесий и квазиравновесий для диапазона температуры  $T$  до 6000 К, с использованием, в частности, программы TERRA (разработки МГТУ им. Баумана, РФ).

Было проведен расчет состава, в т.ч. концентраций O, O<sub>2</sub> и ионов, при  $T = 500$ -6000 К для набора вариантов реакционных смесей в зоне ЛО (см. Рис.1) на поверхности металлоизделий с ограниченной коррозионной стойкостью (для случая углеродистой стали марки А214 (США) с составом по [7, 8] (близкой к Сталь 25, РФ)) с исходным оксидным слоем (окалина; ржавчина) по ТД-модели для ЛО с условным нагреванием смеси типа «оксидный слой» (брутто-формула по двум основным компонентам - FeO<sub>1,43</sub> (на основе смеси веществ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, FeO и Fe)) в условиях разных сред (в присутствии: 1) активных и пассивных окислительных газов и паров (воздух; H<sub>2</sub>O), в 2) неокислительных средах (N<sub>2</sub>; Ar) и 3) в среде восстановительных газов (H<sub>2</sub>; NH<sub>3</sub>)).



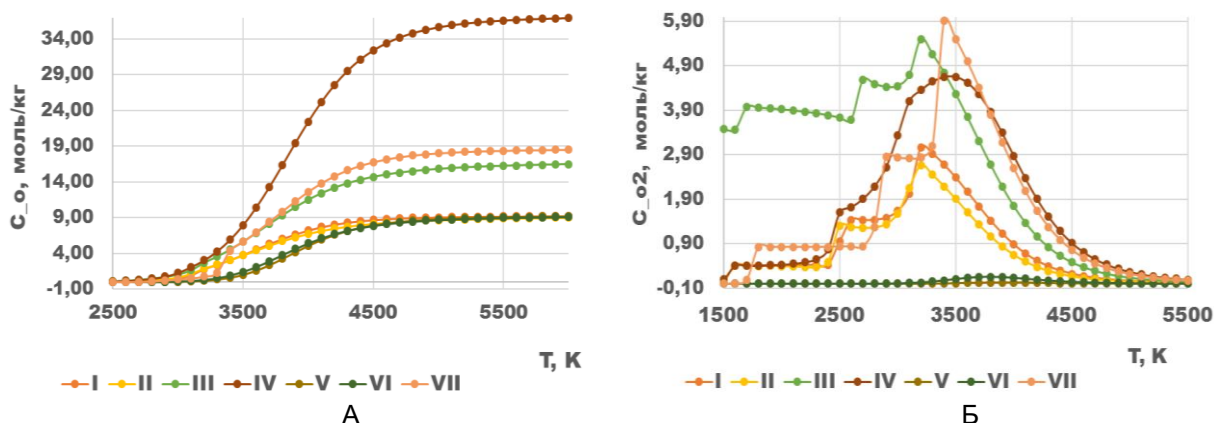


Рисунок 1 – Температурные зависимости равновесных концентраций атомарного (А) и молекулярного кислорода (Б) для модельных режимов ЛО с вводом в зону окалина внешних агентов (при массовом соотношении Окалина:Реакционный агент = 1:1) при давлении  $p = 0,101$  МПа. Обозначения для смесей с разными агентами: I – с Ar, II – с  $N_2$ , III – с воздухом, IV – с  $H_2O$ , V – с  $H_2$ , VI – с  $NH_3$ , VII – окалина без ввода реагентов

Сделанная теоретическая оценка указывает на возможность зафиксировать с помощью метода ОЭС момент окончания удаления при ЛО слоя окалина с помощью диагностики по быстрому спаду в эмиссионном спектре (испаряющейся с поверхности зоны) интенсивности линий O и полос  $O_2$  (по аналогии с данными для  $O_2$ -содержащей термической и нетермической плазм [9, 10] в газоразрядных устройствах (см. Рис. 2), которые можно приближенно рассматривать по температуре и другим параметрам создаваемой среды как имитаторы лазерной плазмы, образующейся при ЛО оксидов с помощью стационарных и импульсных лазеров мощностью до 1 кВт). Причем, линии Ar, N (и других газов) и пара Fe в спектре не будут мешать регистрации линий O [4].

*Основные выводы и практические рекомендации:*

А) показано наличие предпосылок для организации экспресс-контроля момента завершения операции очистки поверхности в технологии лазерного удаления слоев оксидных и органических веществ с углеродистых сталей, - на основе метода ОЭС для испаряющейся многокомпонентной зоны на поверхности металла, в присутствии добавок реагентов;

Б) данный вид контроля, по нашей оценке, теоретически может быть реализован как в условиях технологии с вводом в зону ЛО вспомогательных газов нейтрального ( $N_2$ , Ar) или окислительного типа (воздух,  $H_2O$ ), так и с вводом восстановителей ( $H_2$ ,  $NH_3$ ), использование которых (как и водяного пара) при ЛО-технологии, однако, будет технически малоэффективно из-за необходимости повышенных энергозатрат на нагрев высокоэнергоемкой реакционной смеси «FeOx+восстановительный газ». При этом по расчетным данным обеспечивается концентрация суммы (O+ $O_2$ ) не ниже, чем 0,5 моль на кг смеси (с вводом газообразных реагентов (например, производства ОАО «Крион», РБ): азот марки 5.0 или аргон марки 4.8) при  $T \geq 3300$  K (при соблюдении в ней соотношения между исходным оксидным материалом (окалиной или др.) и вводимым газом – 50:50 вес.%), что считается достаточно высоким уровнем для детектирования линий и полос кислорода в смесевых плазмах в ходе ОЭС [4]. Использование для ЛО режимов с вводом внешних окислителей (воздух,  $H_2O$ ) потребует усложнения методики ОЭС-контроля окончания удаления оксидного слоя из-за необходимости внесения поправки на фоновый уровень O или  $O_2$ , присутствующих в заметных концентрациях при  $T > 2000$  K даже в чистых плазмах из самих данных окислителей;

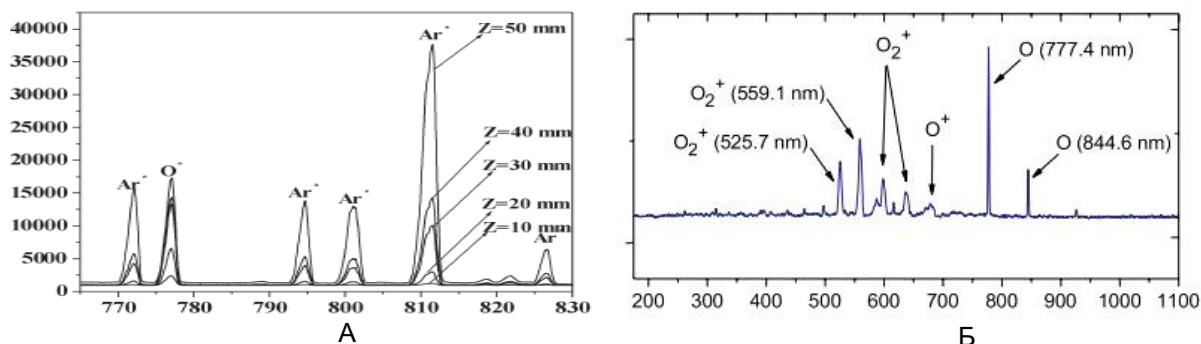


Рисунок 2 – Примеры ОЭС-спектров с интенсивными линиями кислорода в опытах для смеси (Ar+O<sub>2</sub>)–плазмы (А) и O<sub>2</sub>–плазмы (Б) атмосферного давления (среднемассовая  $T \leq 6$  кК) в [9, 10] для области длин волн излучения 765–830 нм (для А) и 180–1100 нм (для Б). По оси ординат даны интенсивности линий в относительных единицах. Линия атома О при  $\lambda = 777,4$  нм соответствует энергетическому переходу  $3p^5P \rightarrow 3s^5S$  [2, 4]

В) оптимальная рабочая среднемассовая температура в зоне очищаемого слоя на поверхности стали, по нашей оценке, составляет не ниже, чем 2500-3000 К в смесях с вводимыми реакционными агентами, что соответствует границе кипения (т.е. полного испарения в термодинамически равновесных условиях) компонентов оксидного слоя;

Г) применение в ЛО рабочих температур в зоне очищаемого оксидного слоя на стали в области между точками плавления (1800-1900 К) и кипения оксидов, т.е. за счет капельного уноса расплава с поверхности, будет неэффективно для всех рассмотренных вариантов смесей со вспомогательными газами, - из-за очень низкого давления паров атомов и молекул кислорода в этом диапазоне, что сделает практически невыполнимой диагностику момента окончания ЛО спектральными способами (в т.ч. методом ОЭС).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ren Y. et al. (2022) Stepwise removal process analysis based on layered corrosion oxides // *Materials*, V. 15, no. 21: 7559.
2. Han J. et al. (2017). Laser effects based optimal laser parameter identifications for paint removal from metal substrate at 1064 nm: a multi-pulse model // *J. Modern Optics*, V. 64(19). – P.1-13.
3. Xie X. et al. (2020) A new monitoring method for metal rust removal states in pulsed laser derusting via acoustic emission techniques // *J. Mater. Proc. Techn.*, V. 275, ID 116321.
4. Ochkin V.N. Spectroscopy of low temperature plasma. Germany: Wiley-VCH, 2009. - 609 p.
5. Guo L.B. et al. (2021). Development in the application of laser-induced breakdown spectroscopy in recent years: A review // *Frontiers of Physics*, V. 16(2), 22500.
6. Harilal S.S. et al. (2022) Optical diagnostics of laser-produced plasmas // *Reviews of Modern Physics*, V.94(3), 035002.
7. Martín M.I. et al. (2012). Production of sponge iron powder by reduction of rolling mill scale // *Ironmaking & Steelmaking*, V. 39(3), P. 155–162.
8. Sharma P., Roy H. (2015). Mill scale corrosion and prevention in carbon steel heat exchanger // *High Temp. Mater. Proc.*, V. 34(6), P. 571–576.
9. Banerjee I. et al. (2006). In situ optical emission spectroscopic investigations during arc plasma synthesis of iron oxide nanoparticles by thermal plasma // *IEEE Trans. Pl. Sci.*, V.34(4), P.1175–1182.
10. Rezaei F. et al. (2014). Investigation of antibacterial and wettability behaviours of plasma-modified PMMA films for application in ophthalmology // *J. Phys. D: Appl. Phys.*, V.47(8), 085401.

## ВЛИЯНИЕ РАЗНЫХ СХЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМЦ

Сенникова Л.Ф., Гангало А.Н., Волкова Г.К.

ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», г. Донецк, ДНР,  
Россия, E mail: ludsennikova@mail.ru

Обработка металлов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) является одним из наиболее перспективных методов получения материалов с высокими физическими и механическими свойствами, так как приводит к формированию нанокристаллической или ультрамелкозернистой структуры. Методы интенсивной пластической деформации позволяют проводить многоцикловую обработку заготовки и достигать высоких пластических деформаций, сохраняя заготовку практически в неизменном виде. Одним из известных методов ИПД, который позволяет обеспечить высокую интенсивность и более однородное деформированное состояние, является равноканальное угловое прессование (РКУП).

Однако методы ИПД не являются формообразующими, а предназначены для формирования структуры и свойств материала. Для дальнейшего же получения из этих заготовок изделий необходимо использовать традиционную обработку металлов давлением (ОМД). Одним из методов ОМД, как монотонной деформации, является гидроэкструзия (ГЭ). Этим методом можно существенно повысить прочность материала, но при этом размеры поперечного сечения заготовки сильно уменьшаются. За счет комбинации методов немонотонной и монотонной деформации, можно увеличить степень деформации и изменить ее маршрут, что приведет к получению более мелкозернистой структуры и улучшит механические свойства. Поэтому в последнее время получение нано и ультрамелкозернистых металлов методами ИПД все больше концентрируется на комбинации методов ИПД и традиционных технологий обработки металлов давлением.

Сплавы марки АМЦ характеризуются высокой коррозионной стойкостью, хорошей свариваемостью, имеют хорошую жаропрочность, но имеют низкие прочностные свойства. Поэтому целью данной работы является повышение прочностных характеристик, используя различные виды пластической деформации.

Повышение предела прочности алюминиевого сплава АМЦ при сохранении или увеличении пластичности позволит заменить, в некоторых случаях, дорогостоящие алюминиевые сплавы типа 1575.

Данная работа является актуальной, так как в работе представлены результаты сравнительного анализа влияния разных схем обработки на структуру и физико-механические свойства алюминиевого сплава АМЦ.

Исходным материалом для исследований служил промышленный горячепрессованный пруток алюминиевого сплава АМЦ диаметром 60 мм, который проточили до диаметра 56 мм и отожгли при температуре 400<sup>o</sup>С с выдержкой 1 час. Термическую обработку образцов проводили в лабораторной печи СНОЛ – 7,2/1100. Затем заготовку деформировали гидроэкструзией за два перехода до диаметра 29 мм и 20 мм. После каждого перехода был отжиг 400<sup>o</sup>С 1 час.

Далее полученные образцы сплава АМЦ деформировали по четырем разным схемам, но с одинаковой степенью суммарной деформации ( $\sum \varepsilon = 4$ ), используя равноканальное угловое прессование (РКУП), гидроэкструзию (ГЭ) и комбинации этих методов деформации.

Для исследования распределения твердости по сечению заготовок, использовали метод дюрометрических исследований (твердомер Виккерса HV5). Волюметрические исследования (весы SHIMADZU) проводили для определения плотности сплава в исходном состоянии и после деформации.

Механические испытания на растяжение образцов сплава выполнены в соответствии с ГОСТ 10446-80 на разрывной машине 2167 – Р 50.

Равноканальное угловое прессование осуществлялось при комнатной температуре с использованием контейнера с углом пересекающихся каналов  $\theta = 90^\circ$ , с поворотом заготовки вокруг оси на  $90^\circ$  после каждого перехода по маршруту В<sub>с</sub>. Такой режим деформирования позволяет получать равноосную ультрамелкозернистую структуру преимущественно с большеугловыми границами зерен, что обеспечивает более высокие прочностные свойства материала [1].

Рентгеновский фазовый анализ сплава АМЦ проводили на дифрактометре ДРОН – 3.

Результаты исследования физико-механических свойств сплава АМЦ после разных схем обработки представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Свойства сплава АМЦ после разных схем пластической деформации.

Обработка	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	HV	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>
Отжиг 400 °С, 1 ч.	111,7	39,6	81,3	40,1	2,718
Схема 1 4 РКУП	204,4	13,9	64,4	60,5	2,718
Схема 2 2ГЭ+2РКУП	224,8	14,0	53,9	64,7	2,723
Схема 3 2ГЭ+1РКУП + 1 ГЭ	250,9	13,8	48,1	70,6	2,720
Схема 4 4 ГЭ	278,2	9,5	30,6	72,0	2,722

Анализ результатов исследований механических свойств показал, что наиболее высокими прочностными свойствами обладают образцы после гидроэкструзии (схема 4) при существенном снижении пластических свойств. Схема деформации равноканальным угловым прессованием не дает такого повышения прочностных свойств, но зато пластические свойства намного выше, особенно относительное сужение, что характеризует способность материала к пластическому течению, т.е. к формообразованию.

Наилучший комплекс механических свойств обеспечивается у образцов, обработанных по третьей схеме деформирования, которая включает комбинирование ГЭ и РКУП. В результате деформации по этой схеме предел прочности сплава уменьшается на 10% по сравнению с гидроэкструзией (схема 4), а пластические свойства выше более чем на 40%.

Как видно из приведенной таблицы, основная характеристика прочности  $\sigma_b$  после всех схем деформации увеличилась в 2 – 2,5 раза, твердость HV также увеличилась на 50 – 75 % по отношению к отожженному сплаву.

Рентгеновский фазовый анализ сплава АМЦ показал, что его структура в исходном и деформированном состоянии - двухфазная, в структуре присутствует  $\alpha$  – Al в виде твердого раствора и фаза  $Al_6Mn$ , легированная железом и кремнием. Микротвердость фазы в зависимости от химсостава изменяется в пределах от 540 до 750 кг/мм<sup>2</sup> [2]. Основной вклад в упрочнение сплава, по нашему мнению, вносит фаза  $Al_6(Mn,Fe)$  – она является, своего рода, «арматурой» для структуры алюминиевой матрицы, поскольку она более плотная и ее частицы не когерентно связаны с алюминиевой матрицей, т.к. имеют другой тип кристаллической решетки и, согласно литературным данным [3], прочность этой фазы при деформации может увеличиваться до 48%.

Плотность сплава после исследуемых схем обработки практически не меняется и соответствует плотности материала в отожженном состоянии. Обычно разуплотнение в деформированных металлах связывают с увеличением количества дефектов кристаллической решетки, в частности плотности дислокаций. Но

алюминиевые сплавы имеют высокую энергию дефекта упаковки. Предполагается, что в результате этого при деформации алюминия дислокации образуют беспорядочные, объемные, а не плоские скопления. Уже при деформации ~ 5% в алюминии возникают дислокационные скопления в виде сплетений [4], плотность же дислокаций внутри сплетений остается низкой и с увеличением деформации мало изменяется. С этой особенностью деформации алюминия и его сплавов, вероятно, и связано отсутствие изменения плотности у деформированного сплава АМЦ.

Таким образом, на основании анализа полученных результатов исследования можно сделать следующие выводы.

1. В результате пластической деформации вышеуказанными схемами обработки, получено значительное упрочнение алюминиевого сплава АМЦ (в 2 – 2,5 раза).

2. Наиболее предпочтительной по свойствам является комбинированная третья схема деформации, включающая, как монотонную, так и не монотонную деформацию. Предел прочности меньше всего на 10% по сравнению с гидроэкструзией (схема 4), а пластические свойства выше более чем на 40%.

3. Основной вклад в упрочнение вносит фаза  $Al_6(Mn,Fe)$ . Прочность этой фазы при деформации может увеличиваться до 48%.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. –М.: Логос, 2000. – 272 с.

2. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов. Ответственный редактор И.Н. Фридляндер, М, «Металлургия», 1971, 351 с.

3. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Под редакцией академика В.И. Трефилова, Киев, »Наукова думка», 1989, 255 с.

4. П.И. Полухин, С.С. Горелик, В.К. Воронцов. Физические основы пластической деформации. М, «Металлургия», 1982, 583 с.

**DEFORMATION-DYNAMIC AGING IN 316L STEEL MANUFACTURED  
BY LASER 3D PRINTING**

**Ezhov I.V.<sup>1,2\*</sup>, Koemets Yu.N.<sup>1</sup>, Kazantseva N.V.<sup>1</sup>, Davydov D.I.<sup>1</sup>, Afanasiev S.V.<sup>1</sup>,  
Koemets O.A.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Institute of Metal Physics named after M.N. Mikheev Ural Branch of the Russian Academy of  
Sciences, Yekaterinburg, Russia*

<sup>2</sup>*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg,  
Russia*

\*e-mail: ezhov@imp.uran.ru

The main purpose of this work was to study the effect of dynamic strain aging on porous samples of 316L steel manufactured by selective laser melting (SLM). Porous samples of 316L steel were manufactured by a Renishaw AM 400 metal laser printer (Renishaw Inc., Wotton-under-Edge, UK) equipped with a 400 W laser. A spherical powder from Renishaw, ASTM F3184 (steel 316L) was used for the study [1]. The specimens were deformed on an Instron mechanical tensile testing machine at room temperature and at various speeds:  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ,  $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , and  $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . The dimensions of the samples for mechanical testing were selected according to the requirements of ASTM E-9 [2].

Under certain temperature-speed modes of deformation, there can be dynamic strain aging (DDA). The effect of DDA is associated with an increase in the plasticity of a material with an increase in the strain rate in a certain range of temperatures and rates [3]. Increasing the strain rate usually reduces the mechanical properties of materials. This effect was observed in traditional titanium alloys and steels [3].

It has been established that during tensile deformation, destruction occurs along technological pores, the sharp uneven edges of which serve as stress concentrators. At the same time, it has been found that the initial porosity does not affect the nature of the fracture of the SLM sample under tension. Under tensile conditions at all loading rates of SLM specimens, ductile fracture along the pores was found, which is anomalous for a conventional material with high porosity.

**Support by Russian Science Found (project No. 22-29-01514) is acknowledged.**

1. ASTM International, "ASTM F3184-16, Standard Specification for Additive Manufacturing Stainless Steel Alloy (UNS S31603) with Powder Bed Fusion," West Conshohocken, PA, USA, 2016.

2. Papirno, R., "Inelastic Buckling of ASTM Standard E 9 Compression Specimens," *Journal of Testing and Evaluation*, JTEVA, Vol 15, No. 3, May 1987, pp. 133–135.

3. Zh.P. Pastukhova, A.G. Rakhshadt, Yu.A. Kaplun, *Dynamic aging of alloys*. Moscow: Metallurgy, (1985).

## A COMPREHENSIVE STUDY OF THE MAGNETOELECTRIC PROPERTIES OF THE LEAD-FREE LAYERED STRUCTURES WITH GLUE CONNECTION

Laletin V.<sup>1</sup>, Kudybin M.<sup>1</sup>, Poddubnaya N.<sup>1</sup>, Filippov D.<sup>2</sup>, Zhang J.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Institute of Technical Acoustics, National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus

<sup>2</sup>Polytechnic Institute Yaroslav the Wise Novgorod State University, V. Novgorod, Russia

<sup>3</sup>Zhengzhou University of Light Industry, Zhengzhou, China

poddubnaya.n@rambler.ru

A comprehensive analysis of the linear and nonlinear magnetoelectric characteristics in three-layer structures with an adhesive type of Ni – BaTiO<sub>3</sub> – Ni and Pe – BaTiO<sub>3</sub> – Pe is carried out. It is shown that the magnitudes of the magnetoelectric coefficients of the linear and nonlinear effects of these structures are comparable to the values of these effects in lead-containing structures, which makes it possible to switch to the use of lead-free ceramics when designing devices based on the ME effect. The value of each of the ME parameters is considered in relation to various devices using the ME conversion.

**Sample preparation.** The object of study in this work was three-layer symmetric structures Ni–piezoceramic BaTiO<sub>3</sub>–Ni and Pe–piezoceramic BaTiO<sub>3</sub>–Pe. The samples had the shape of a disc 9 mm in diameter. The thickness of the barium titanate piezoceramic alloyed with nickel ferrite in an amount of 0.1 wt.% in structures with nickel is 0.5 mm, with a permendure is 0.36 mm. The thickness of the Ni and Pe plate is 0.25 and 0.18 mm, respectively. Glue connection thickness 0.01 mm. The ceramics was obtained by high temperature sintering at 1300°C (due to alloying with nickel ferrite) and had a density of 5.5 g/cm<sup>3</sup>, a relative permittivity  $\epsilon_{33}$  of 1450, a resistivity of  $1.0 \cdot 10^{10}$  Ohm m, and piezoelectric moduli  $d_{31} = 68$  pC/N and  $d_{33} = 156$  pC/N. The electrodes were applied by burning silver paste at a temperature of 650°C for 30 min. The samples were polarized at a temperature of 100°C for an hour in an electric field of 1 kV/mm, followed by cooling in this field to room temperature for 30 min.

**Research results.** Linear effects make it possible to observe a direct magnetoelectric interaction in a composite under the action of a slowly varying constant magnetic field and a small alternating magnetic field that linearizes the effects. Linear ME effects include studies of the field dependence of the ME coefficient, as well as the frequency dependence of the ME coefficient in the resonance region. The results of the study of the linear magnetoelectric effect are shown in Fig. 1.

The maximum value of the ME coefficient and the value of the magnetic field at which it is observed, determined from the field dependence of the linear ME effect, serve to determine the range of magnetic fields in which the operation of energy collectors and magnetic field sensors is the most effective. The study of the resonant dependence of the ME coefficient is necessary, for example, when evaluating the prospects for creating magnetic filters controlled by an electric signal, or electric filters excited by a magnetic field. Resonant dependency studies underlie phase shifters, various types of transducers, and bandpass filters.

Nonlinear effects include studies of manifestations of ME interactions, which are possible in ME structures in the presence of only an alternating magnetic field. Thus, the manifested interactions are not linearized by an external constant magnetic field. Such effects include the study of the field dependence of the electric field strength on the magnetic field, the study of the quadratic field dependence, characteristic studies of the shape and amplitude of the voltage that occurs in structures under the action of a magnetic field. The results of the study of the nonlinear characteristics of the ME effect are shown in Fig. 2.

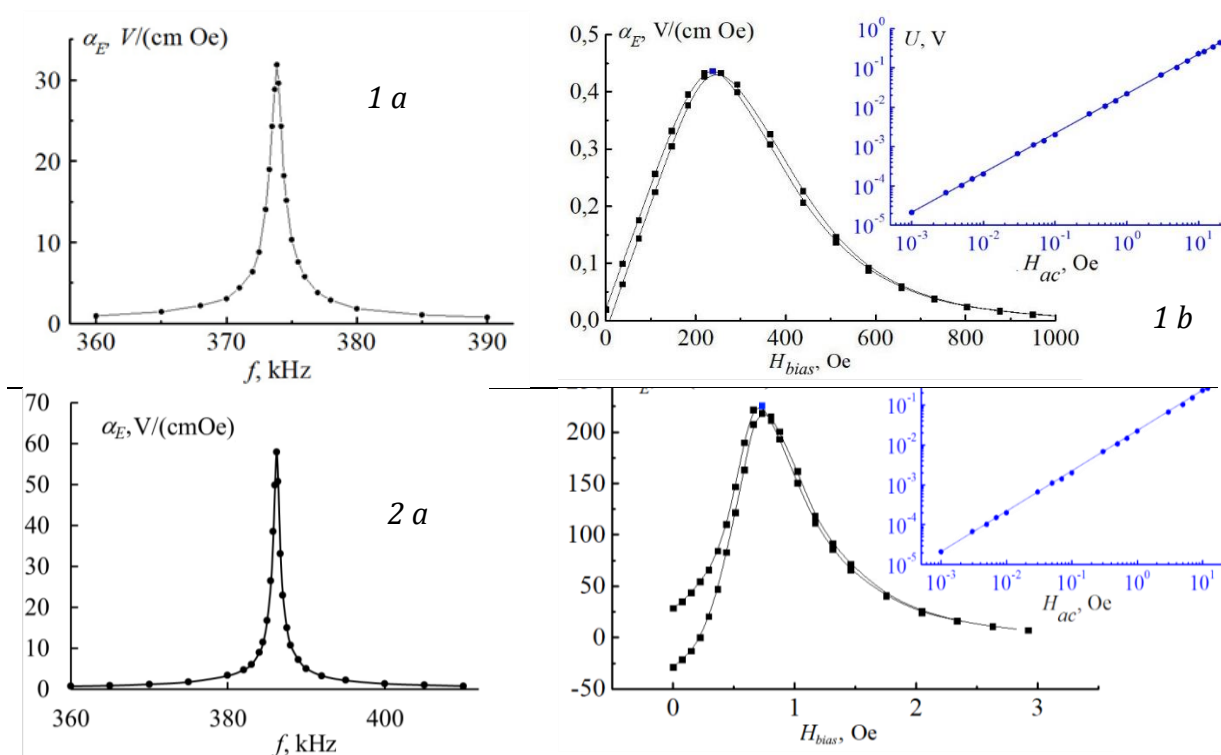


Figure 1 – Linear ME effects of the structure Ni-BaTiO<sub>3</sub>-Ni (1) and Pe-BaTiO<sub>3</sub>-Pe (2). a – frequency dependence of the linear ME voltage coefficient; b – field dependence of the linear ME coefficient. In the inset is reported the influence of the magnitude of the alternating magnetic field on the magnitude of the voltage generated by the structure at a magnetizing field of about 240 and 730 Oe for structure 1 and 2 respectively.

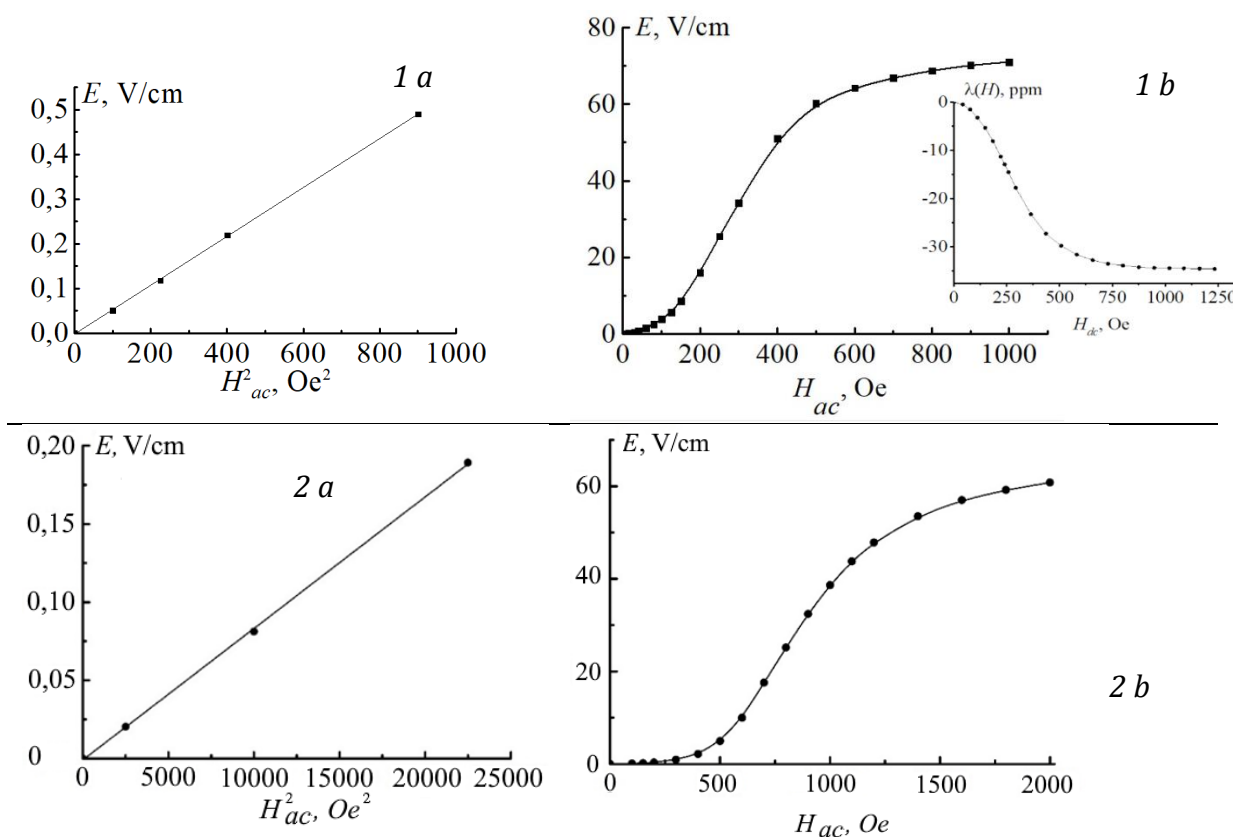


Figure 2 – Nonlinear ME effects of the structure Ni-BaTiO<sub>3</sub>-Ni (1) and Pe-BaTiO<sub>3</sub>-Pe (2). a – quadratic ME effect. In the inset is reported of the Nickel magnetostriction calculated from the field dependence ME effect; b – dependence of the induced electric field on ac magnetic field at  $H_{bias} = 0$ .



The maximum electric field created in the sample in the signal saturation mode, which is determined from the dependence of the induced electric field on the alternating magnetic field in the absence of a magnetizing field, makes it possible to evaluate the efficiency of energy conversion devices. In addition, the values of the magnetostriction of the magnetic phase of the composite material can be calculated from the field dependence, as shown in insert 1b Fig. 2. The quadratic dependence of the electric field strength arising in a structure under the action of a small magnetic field is of interest from the point of view of fundamental research and allows one to judge the nature of interactions in a composite material. The dependence of the amplitude and shape of the output ME signals obtained under the action of an alternating magnetic field makes it possible to judge the nature of the ME coupling in the structure under study, which is interesting from the point of view of fundamental research. In addition, data on the shape and amplitude of the signal can be used in the direct experimental development of devices whose operating principle is based on the ME interaction. Most of the given data was obtained both experimentally and calculated according to the existing theory of ME interactions.

The relative shift of the resonance frequency of a structure excited by an electric field, which occurs due to a change in the Young's modulus of the magnetic phase under the action of an external magnetic field, is a parametric effect. Such a change entails a change in the Young's modulus of the composite structure as a whole, which leads to the dependence of the resonant frequency on the magnetic field. The study of the ME parametric effect was carried out for the first time and is presented in Fig. 3.

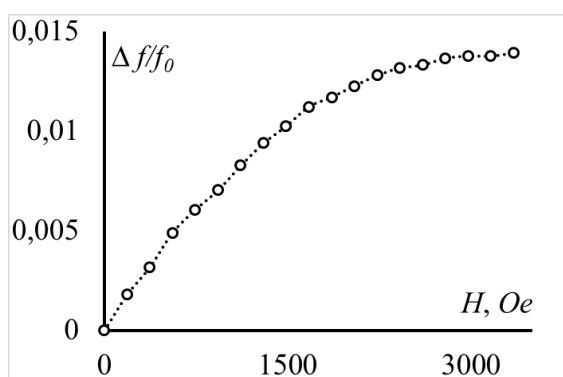


Figure 3 – ME parametric effect for the Ni-BaTiO<sub>3</sub>-Ni structure

One of the factors that prompted the authors to such a comprehensive study of model structures is the desire to show the possibility of using barium titanate ceramics as a worthy and safe replacement for lead-containing ceramics in composite structures with high magnetoelectric properties. A more detailed discussion of ME characteristics is given in [1].

[1]. V. Laletin, M. Kudybin, N. Poddubnaya, D. Filippov Magnetolectric Properties of Lead-Free Three-Layer Structure Barium–Titanate–Piezoceramic Nickel / J. Compos. Sci. 2023, 7, 211

**ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВОВ Ti-Hf-Ni-Cu  
С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>2</sup>**

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

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (Московский инженерно-физический институт), Москва, Россия  
e-mail: resnat@mail.ru*

Одним из перспективных применений сплавов с памятью формы являются устройства многократного действия, в которых изменение деформации повторяется при многократных теплосменах или циклах нагрузки - разгрузки. Для таких применений очень важным является стабильность проявления функциональных свойств при многократной реализации мартенситных переходов. Вместе с тем, сплавы с памятью формы на основе никелида титана, которые являются наиболее широко применяемыми материалами, демонстрируют низкую стабильность. Поэтому актуальной проблемой является повышение термо- и механоциклической стабильности этих материалов. Причину низкой стабильности свойств связывают с низким пределом текучести, поэтому одним из возможных решений может быть разработка многокомпонентных сплавов, в которых происходит твердорастворное упрочнение.

Целью данной работы явилось исследование стабильности мартенситных переходов в четырехкомпонентных сплавах системы Ti-Hf-Ni-Cu, в которых атомы титана частично замещены гафнием, а атомы никеля – медью. Были выплавлены 4 сплава с разным содержанием гафния и меди, которые использовали для получения тонких аморфных лент методом спиннингования из расплава. Аморфные ленты были подвергнуты изотермической кристаллизации, поскольку мартенситные превращения реализуются только в кристаллическом состоянии. Исследование структуры показало, что все сплавы кристаллизуются с образованием B2 структуры без образования частиц вторичных фаз. Средний размер зерен составляет около 1 мкм. При охлаждении B2 фаза испытывает термоупругое мартенситное превращение в B19' фазу, а при нагревании обратное превращение. Температуры фазовых переходов зависят от концентрации гафния и меди и чем больше концентрации этих элементов, тем ниже температуры. Мартенситные превращения изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии при многократных теплосменах. Полученные результаты показали, что все сплавы характеризуются высокой термической стабильностью. За 50 термоциклов температуры переходов меняются незначительно всего на несколько градусов, тогда как в бинарном сплаве TiNi температуры уменьшаются на 10-20 градусов. В сплаве  $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$  было исследовано изменение деформации при термоциклировании под напряжением. Полученные результаты показали, что при охлаждении под напряжением 360 МПа обратимая деформация составляет 7,7 %, при этом при нагревании наблюдается полный возврат. Термоциклирование под напряжением не влияет ни на температуры мартенситных переходов, ни на обратимую деформацию. Таким образом исследованный сплав проявляет высокую стабильность как при термоциклировании без напряжения, так и под напряжением, что важно для применения. Высказаны предположения о причинах термоциклической стабильности свойств сплава.

**Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (№ 23-19-00280).**

**ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НИКЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ  $Ti_{60-x}Hf_{10}Zr_{10}Ni_xCu_{10}Co_{10}$  С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Березовская С.В.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Иванов А.М.<sup>1</sup>, Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>,  
Базлов А.И.<sup>1,2</sup>, Андреев В.А.<sup>3</sup>**

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

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

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

e-mail: st087560@student.spbu.ru

Целью работы явилось изучение влияния концентрации никеля в сплавах  $Ti_{30-x}Hf_{10}Zr_{10}Ni_xCu_{10}Co_{10}$  ( $x = 29, 30$  или  $31$  ат.%) на механическое поведение при различных температурах. Сплавы были выплавлены электродуговым или электроннолучевым способами с несколькими переплавками для достижения гомогенного распределения химических элементов по объему слитка. Предварительное исследование структуры показало, что все сплавы являются двухфазными и состоят из основной фазы и вторичных частиц, доля и тип которых зависят от концентрации никеля в сплаве. Установлено, что при охлаждении до температуры  $-180$  °С сплавы не испытывают мартенситных переходов, однако в них наблюдается образование деформационных нанодоменов при охлаждении и их исчезновение при нагревании.

Механические свойства сплавов изучали при трех температурах  $-100, 25$  и  $100$  °С, при которых все сплавы находились в аустенитном состоянии. Температура  $25$  °С была близка к температуре начала образования нанодоменов при охлаждении. При температуре  $-100$  °С, доля деформационных нанодоменов была максимальной. Образцы растягивали до разрушения с промежуточными разгрузками и анализировали вид диаграммы деформирования, деформацию до разрушения и предел прочности, изменение величины  $\sigma_{0,2}$  и остаточную деформацию в зависимости от заданной деформации.

Полученные результаты показали, что при температуре  $25$  °С все сплавы деформируются упруго до разрушения. Увеличение температуры деформирования до  $100$  °С понижает предел дислокационного скольжения. Это приводит к тому, что сплавы  $Ti_{31}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{29}Cu_{10}Co_{10}$  и  $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$  испытывают небольшую пластическую деформацию до разрушения. Сплав  $Ti_{29}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$  деформируется только упруго. При температуре  $-100$  °С, в сплавах  $Ti_{31}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{29}Cu_{10}Co_{10}$  и  $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$  проявляется псевдоупругость. Это указывает на то, что термоупругое мартенситное превращение может быть наведено в этих материалах под нагрузкой. Увеличение концентрации никеля с  $29$  до  $30$  ат % увеличивает псевдоупругую деформацию с  $1,2$  до  $1,7$  %, при этом напряжение наведения мартенсита не меняется и составляет  $400$  МПа. В сплаве  $Ti_{29}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$  псевдоупругость не обнаружена. Увеличение концентрации никеля в сплавах приводит к немонотонному изменению деформации до разрушения. Наибольшая деформации до разрушения ( $11$  %) наблюдается в сплаве  $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$  при деформировании при  $-100$  °С, когда в сплаве максимальна доля деформационных нанодоменов. Увеличение температуры деформирования уменьшает деформацию до разрушения. Предел прочности немонотонно зависит как от концентрации никеля в сплаве, так и от температуры деформирования. Наименьшее значение предела прочности обнаружено в сплаве  $Ti_{29}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ .

**Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (№ 22-19-00169).**

## **МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Кальницкая М.В.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Иванов А.М.<sup>1</sup>, Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>,  
Базлов А.И.<sup>1,2</sup>, Андреев В.А.<sup>3</sup>**

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

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

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

*e-mail: st087232@student.spbu.ru*

Целью работы явилось изучение механического поведения сплавов системы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, в которых концентрация гафния, циркония, меди и кобальта составляла по 5 ат.%, а концентрация титана и никеля варьировали от 39 до 41 ат%. Сплавы были выплавлены электродуговым или электроннолучевым способами с несколькими переплавками для достижения гомогенного распределения химических элементов. Ранее было показано, что все сплавы помимо основной фазы содержат вторичные фазы, доля и тип которых зависит от содержания титана и никеля. Основная фаза испытывает термоупругие мартенситные превращения при охлаждении и нагревании при температурах ниже комнатной. Обнаружено, что при охлаждении прямому мартенситному превращению предшествует образование деформационных доменов в аустенитной фазе.

Механические свойства сплавов изучали при трех температурах -100, 25 и 100 °С. При температуре -100 °С сплавы  $Ti_{41}Hf_5Zr_5Ni_{39}Cu_5Co_5$  и  $Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}Cu_5Co_5$  находились в мартенситной фазе, тогда как сплав  $Ti_{39}Hf_5Zr_5Ni_{40}Cu_5Co_5$  был в аустенитной фазе, поскольку в нем прямое мартенситное превращение начинается при температуре ниже -100 °С. При температурах 25 и 100 °С все сплавы были в аустенитном состоянии. Образцы растягивали до разрушения с промежуточными разгрузками и анализировали вид диаграмм деформирования, деформацию до разрушения и предел прочности, изменение величины  $\sigma_{0,2}$  и остаточной деформации в зависимости от заданной деформации.

Полученные результаты показали, что при температуре 100 °С сплавы с 39 и 41 ат.% никеля деформировались упруго до разрушения. В сплаве с 40 ат.% никеля наблюдалась пластическая деформация величиной 1 %. При температуре 25 °С, в сплавах  $Ti_{41}Hf_5Zr_5Ni_{39}Cu_5Co_5$  и  $Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}Cu_5Co_5$  наблюдалось неупругое деформирование. При разгрузке неупругая деформация частично восстанавливалась, т.е. проявлялся несовершенный эффект псевдоупругости. Это может быть связано с тем, что большая часть мартенсита, образовавшегося при нагрузке, остается стабильной при разгрузке. При температуре -100 °С сплавы  $Ti_{41}Hf_5Zr_5Ni_{39}Cu_5Co_5$  и  $Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}Cu_5Co_5$  деформировались неупруго за счет переориентации мартенсита, поскольку при данной температуре они находились в мартенситном состоянии. Сплав  $Ti_{39}Hf_5Zr_5Ni_{40}Cu_5Co_5$  при температурах 25 и -100 °С деформировался упруго до разрушения. Анализ деформации до разрушения показал, что наибольшее значение наблюдается в сплаве с одинаковым содержанием титана и никеля (по 40 ат%). Это связано с тем, что в данном сплаве доля вторичных частиц минимальна. В двух других сплавах присутствуют хрупкие частицы, которые приводят к преждевременному разрушению.

**Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (№ 22-19-00169).**

## РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН, ОСНОВАННОЙ НА ИЗМЕРЕНИИ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ

Гончаренко В.И.<sup>1</sup>, Олешко В.С.<sup>1</sup>, Юров В.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия, [goncharenkovi@mai.ru](mailto:goncharenkovi@mai.ru), [oleshkovs@mai.ru](mailto:oleshkovs@mai.ru)

<sup>2</sup>Карагандинский технический университет имени Абылкаса Сагинова, г. Караганда, Республика Казахстан, [exciton@list.ru](mailto:exciton@list.ru)

**Введение.** В производстве и ремонте деталей машин, изготовленных из металлических сплавов, необходимо оценивать энергетическое состояние их поверхности. Поверхность металлических деталей можно представить, своего рода, мембраной, пропускающей энергию в деталь и из неё. Часть проходящей через поверхность детали энергии (порядка 25 %) накапливается её приповерхностными слоями. При изменении величины поверхностной энергии изменяются и физико-химические свойства деталей. Соответственно, от величины поверхностной энергии зависит качество многих технологических процессов производства и ремонта деталей машин. Особенно важен фактор энергетического состояния поверхности для прецизионных пар трения [1].

Известна прямая зависимость величины поверхностной энергии металла от работы выхода электронов (РВЭ) из него. Определить величину РВЭ деталей, изготовленных из токопроводящих материалов, позволяет метод контактной разности потенциалов (КРП) [1, 2].

Более точное определение величины поверхностной энергии деталей машин, наряду с КРП, обеспечивает учёт твёрдости их поверхности. Величина поверхностной энергии деталей прямо пропорциональна их твёрдости.

В настоящее время в технологических процессах производства и ремонта деталей машин энергетическое состояние их поверхности практически не учитывается. Во-многом такая ситуация сложилась из-за несовершенства методов определения величины поверхностной энергии. Современные методы определения величины поверхностной энергии являются весьма затратными, требующими громоздкого оборудования, трудоёмкими, многие из них применимы лишь для чистых металлов.

**Целью** работы является разработка технологии оперативного определения величины поверхностной энергии металлических деталей машин в процессе их производства и ремонта.

**Материалы и методы.** Рассмотрим определение величины поверхностной энергии деталей машин методом КРП на примере образцов из В65, ВТ5-1, 30ХГСА и Л63.

Перед измерением КРП образцы предварительно последовательно зачищались наждачной бумагой зернистостью 20, 14 и 10 мкм. Это необходимо для повышения стабильности результатов измерений КРП. В условиях производства или ремонта деталей машин зачистку их поверхностей перед измерением КРП допускается не проводить.

Затем поверхности образцов очищались петролевым эфиром, ацетоном и спиртом. Далее проводилась сушка на воздухе. Очистка поверхности образцов перед измерением КРП является важным этапом и значительно влияет на точность измерений. Если на поверхности контролируемых деталей нанесено лакокрасочное покрытие, то перед измерением КРП оно подлежит удалению, например, химическим способом с использованием смывки АФТ-1 или другой.

Измерение КРП на поверхности образцов проводили прибором измерения КРП [3] относительно измерительного электрода, изготовленного из технически чистого никеля. Примем, что в процессе измерений КРП никель имеет постоянную РВЭ, равную  $7,21 \cdot 10^{-19}$  Дж. Прибор [3] реализует способ Кельвина-Зисмана, в его датчике измерительный электрод, относительно которого измеряется КРП, приводится в

колебательное движение пьезоэлементом. Перед применением прибор измерения КРП подлежит проверке, например, способом [4].

На поверхности образцов было произведено по 12 измерений КРП, максимальное и минимальное значения были исключены в целях недопущения промахов. По оставшимся 10 значениям КРП для каждого образца были определены среднее арифметическое значение КРП и его среднее квадратическое отклонение  $\sigma$ . По величине  $\sigma$  судят о точности измерений КРП. Математическую обработку результатов измерений КРП на поверхности деталей следует проводить в обязательном порядке вследствие флуктуаций КРП и РВЭ.

Далее величина поверхностной энергии образцов рассчитывалась с учётом КРП и твёрдости по разработанной нами формуле:

$$E_n = (0,2019 - 0,0449U) \cdot HB^{0,3358} + 0,083. \quad (1)$$

где  $E_n$  – величина поверхностной энергии;  $U$  – КРП;  $HB$  – твёрдость образцов по Бринеллю.

**Результаты и обсуждение.** Результаты определения величины поверхностной энергии образцов методом КРП представлены в таблице 1. Твёрдость образцов по Бринеллю  $HB$  для расчётов  $E_n$  взята нами из справочника. Кроме того, твёрдость материала можно определить и инструментальными методами.

Таблица 1 – Результаты определения величины поверхностной энергии

Материал образца	$HB$	$U$ , В	$\sigma$ , $\times 10^{-3}$ В	$E_n$ , рассчитанная по (1), Дж/м <sup>2</sup>
В65	900	0,914	26	1,66
ВТ5-1	1500	0,299	18	2,28
30ХГСА	2200	Минус 0,72	23	3,19
Л63	1600	0,531	19	2,20

Представленные в таблице 1 результаты определения величины поверхностной энергии сопоставимы с результатами, полученными другими авторами [5].

Отрицательное значение КРП, измеренное на образце из стали, означает, что РВЭ из данного образца больше, чем из никеля.

Из таблицы 1 следует, что у образцов с сопоставимой твёрдостью, например, из ВТ5-1 и Л63, весомый фактор в определении величины поверхностной энергии имеет величина КРП. Чем больше измеренная на поверхности образца КРП, тем меньше РВЭ из него. Работа выхода из образца из ВТ5-1 больше, чем из латунного. Поэтому, несмотря на меньшую твёрдость, величина поверхностной энергии образца из ВТ5-1 оказалась больше, чем у образца из Л63.

**Заключение.** Таким образом, энергетическое состояние поверхности деталей машин оказывает, наряду с другими параметрами поверхности (такими, как шероховатость, прочность, пластичность, коррозионная и износостойкость, и т.д.), значительное влияние на качество технологических процессов. Энергетическое состояние поверхности деталей машин требует определения при их производстве или ремонте.

Разработанная авторами технология определения величины поверхностной энергии деталей машин, основанная на измерении КРП и учёте твёрдости их поверхности, даёт удовлетворительные результаты, применима для многокомпонентных сплавов, является неразрушающей и малозатратной.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Мусохранов М.В., Калмыков В.В., Логутенкова Е.В., Сорокин С.П. Энергетическое состояние поверхностного слоя деталей машин // Современные наукоемкие технологии. – 2016. – № 5-2. – С. 276-279. URL: <https://top-technologies.ru/ru/article/view?id=35898> (дата обращения: 14.06.2023).

2. Пантелеев К.В., Жарин А.Л., Тявловский А.К., Тявловский К.Л., Свистун А.И. метод определения параметров распределения электростатического потенциала поверхности полимеров // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума, Минск, 23-27 августа 2021 г. Под. ред. В.В. Рубаника. – Минск: Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации, 2021. – С. 406-408. URL: [http://www.issp.ac.ru/ebooks/conf/Adv.mater\\_2021.pdf](http://www.issp.ac.ru/ebooks/conf/Adv.mater_2021.pdf) (дата обращения: 14.06.2023).

3. Олешко В.С., Ткаченко Д.П., Федоров А.В. Патент РФ на изобретение № 2717747. Устройство измерения контактной разности потенциалов металлических деталей авиационной техники.

4. Олешко В.С. Патент РФ на изобретение № 2758272. Способ поверки устройства измерения контактной разности потенциалов металлических деталей авиационной техники.

5. Алымов М.И., Маркочев В.М., Аверин С.И., Шустов В.С. О критическом размере пор // Доклады Академии наук. – 2017. – Том 476. – № 4. – С. 395–397. DOI: 10.7868/S0869565217280076.

## **ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МАКРОСКОПИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛА**

**Бачурина О.В.<sup>1,2</sup>, Дмитриев С.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия*

<sup>2</sup>*Институт физики и молекул кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия*

obachurina@mail.ru

Нелинейность сил межатомного взаимодействия приводит к появлению ряда интересных эффектов в физике твердого тела. Например, с ростом температуры возрастают амплитуды колебаний атомов около решеточных положений, что приводит к тепловому расширению, зависимости макроскопических свойств кристаллов от температуры, таких как теплоемкость, теплопроводность, упругие константы и др. При нагреве и под действием внешних сил в кристаллах, за счет нелинейности межатомных потенциалов, могут возникать и эволюционировать дефекты кристаллической решетки, протекать пластическая деформация. Важно отметить, что возникновение и эволюция дефектов, а также их миграция всегда связаны с преодолением потенциальных барьеров, которое невозможно без пространственной локализации колебательной энергии.

В последнее время уделяется большое внимание изучению пространственно-локализованных колебательных мод в бездефектных кристаллах, называемых дискретными бризерами, с различной кристаллической решеткой и различным типом связи. Дискретные бризеры могут влиять на физические свойства материалов, в частности, снижать потенциальные барьеры при перестройке кристаллической структуры, способствовать повышению теплоемкости за счет дополнительной концентрации энергии, переносить как энергию, так и электрический заряд, снижают теплопроводность за счет рассеяния фононов при высоких температурах. Настоящее исследование посвящено изучению дискретных бризеров в различных материалах и их влиянию на макроскопические свойства кристаллов.

В работе используется метод молекулярной динамики, который основан на численном решении классических уравнений движения атомов. Данный метод весьма эффективен при изучении дискретных бризеров, поскольку они локализованы в пространстве, что исключает использование расчетных ячеек с большим числом атомов.

Расчет удельной энергетической теплоемкости при постоянном объеме, то есть отношение полной энергии системы к ее кинетической энергии, усредненного по времени давления и констант жесткости, проводился при переходе системы от режима модуляционной неустойчивости дискретных бризеров к тепловому равновесию. Модуляционная неустойчивость происходит в тот момент, когда прекращаются периодические во времени колебания атомов решетки с частотой выше верхней границы фононного спектра. Было выявлено, что такой переход приводит к увеличению теплоемкости, давления и упругих констант. Отметим, что изменение давления при фиксированной площади расчетной ячейки связано с тепловым расширением решетки. На основании полученных результатов был сделан вывод, что дискретные бризеры с жестким типом нелинейности, то есть, когда увеличение амплитуды атомных колебаний сопровождается увеличением частоты, снижают теплоемкость, а бризеры с мягким типом нелинейности, наоборот.

**Исследования проведены при поддержке гранта Российского научного фонда № 21-12-00229.**



## СТРУКТУРА ВОССТАНОВЛЕННОГО ЙОДОМ ОКСИДА ГРАФЕНА

Чапаксов Н.А., Дьячкова Т.П., Меметов Н.Р., Меметова А.Е., Столяров Р.А.,  
Ягубов В.С., Хан Ю.А.

Тамбовский государственный технический университет, Тамбов, Россия,  
tchapahev.nikolaj@ynadex.ru

**Аннотация:**

В работе представлена оригинальная методика восстановления оксида графена спиртовыми растворами йода. Проведено исследование структуры восстановленного оксида графена методом рентгеновской дифрактометрии. При помощи спектроскопии комбинационного рассеяния обнаружено незначительное увеличение дефектности материала, а также присоединение молекулярных комплексов йода  $I_3^-$  и  $I_5^-$ .

**Ключевые слова:** оксид графена, графен, восстановление, йод, структура.

В настоящее время одним из наиболее перспективных углеродных наноматериалов является оксид графена (ОГ). Присутствующие на его поверхности функциональные группы обеспечивают хорошую диспергируемость в различных средах. Кроме того, это позволяет проводить различные модификации поверхности ОГ (амидирование, силанизация и пр.). Несмотря на привлекательность использования оксида графена он также обладает таким существенным недостатком как крайне низкая электрическая проводимость. Для устранения данного недостатка применяются методы восстановления ОГ, среди которых наиболее распространены термические, химические или фотохимические [1-2].

В данной работе рассмотрен метод восстановления ОГ посредством его обработки раствором йода в изопропанол, а также исследовано влияние термической обработки на структуру восстановленного оксида графена (ВОГ).

В качестве исходного сырья использована 1 %-ная водная дисперсия ОГ производства ООО «НаноТехЦентр» (г. Тамбов, Россия), полученная модифицированным методом Хаммерса-Оффермана. Кристаллический йод (ЧДА, ГОСТ 4159-79, ООО «Компонент-Реактив», Россия) и изопропиловый спирт (ХЧ, ТУ 2632-037-78119972-2017, ЗАО «Лаверна», Россия).

Модифицирование проводилось путем смешивания дисперсии ОГ со спиртовыми растворами йода. Концентрации рассчитывались таким образом, чтобы содержание йода к ОГ составляло 0,5 и 1 масс.% по сухому материалу.

После соединения растворы перемешивались на механической мешалке в течение 10 минут со скоростью 800 об/мин и заливались на полипропиленовые формы. Сушка проводилась на воздухе при комнатной температуре. Высушенные пленки подвергались дополнительной термообработке при 80 °С в течение 2 часов в термощкафу.

Таблица 1 – Массовое содержание йода в пленках оксида графена

№ образца	Концентрация йода, масс. %
1	Контрольный
2	0,5
3	1

Исследование структуры полученных материалов проводилось посредством спектроскопии комбинационного рассеяния (КР) на приборе DXR Raman Microscope с длиной волны возбуждающего лазера 532 нм (Thermo Scientific, США) и рентгенофазового анализа (РФА) на приборе ARL EQUINOX 1000 (Thermo Scientific, США).

По анализу рентгеновских дифрактограмм пленок без термообработки (рис. 1а), можно сделать вывод о восстановлении ОГ при данном способе модифицирования, поскольку происходит полный переход фазы оксида графена (пик в области 10°) в графитовую фазу, характеризующуюся пиком в области 24°.

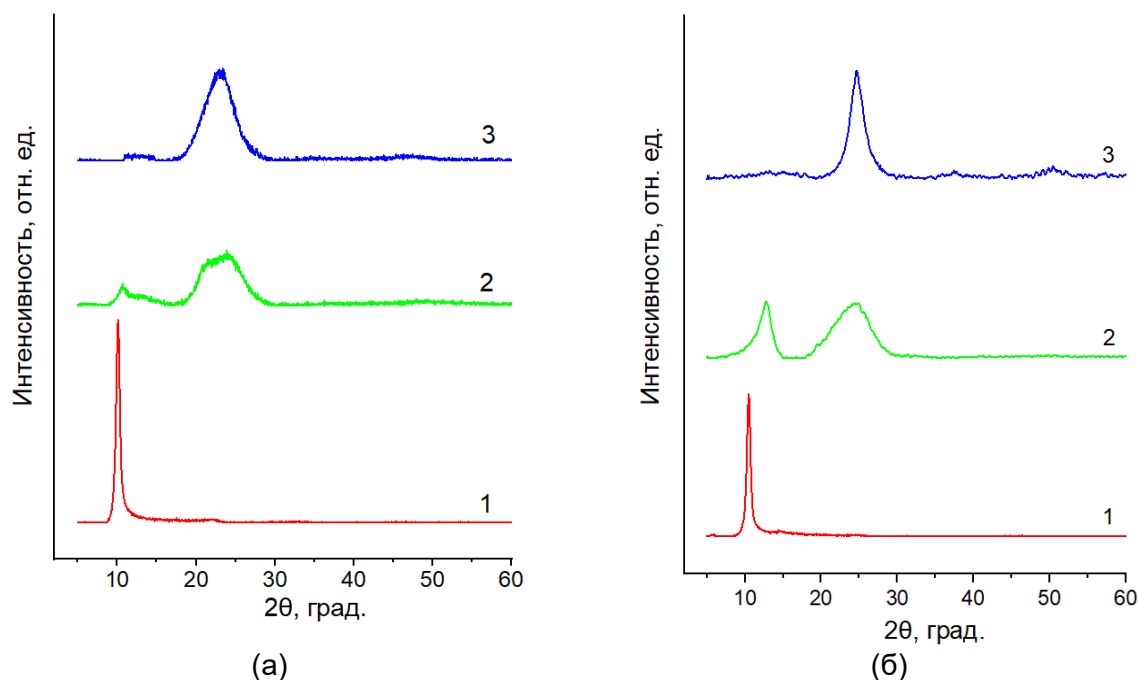


Рисунок 1 – Рентгеновские дифрактограммы образцов № 1 – 3 до (а) и после (б) термической обработки

После термической обработки наблюдается более интенсивный процесс восстановления, выражающийся в меньшей ширине пика при  $23,6^\circ$  для образца 2 (рис. 1б). Также образец 3 демонстрирует более острый пик, по сравнению с образцом без термообработки, что указывает на лучшую структурированность материала. Возможно, данный эффект связан с дополнительным термическим восстановлением ОГ.

Данные спектроскопии КР образцов до (рис. 2а) и после (рис. 2б) термообработки демонстрируют характерные полосы  $D$  ( $1350\text{ см}^{-1}$ ) и  $G$  ( $1600\text{ см}^{-1}$ ), по соотношению которых производится оценка дефектности графеновых листов. Заметно, что с ростом концентрации йода также увеличивается и соотношения интенсивности пиков  $D/G$ , которое, вероятно, свидетельствует о деструктивном воздействии йода на поверхность наноматериала.

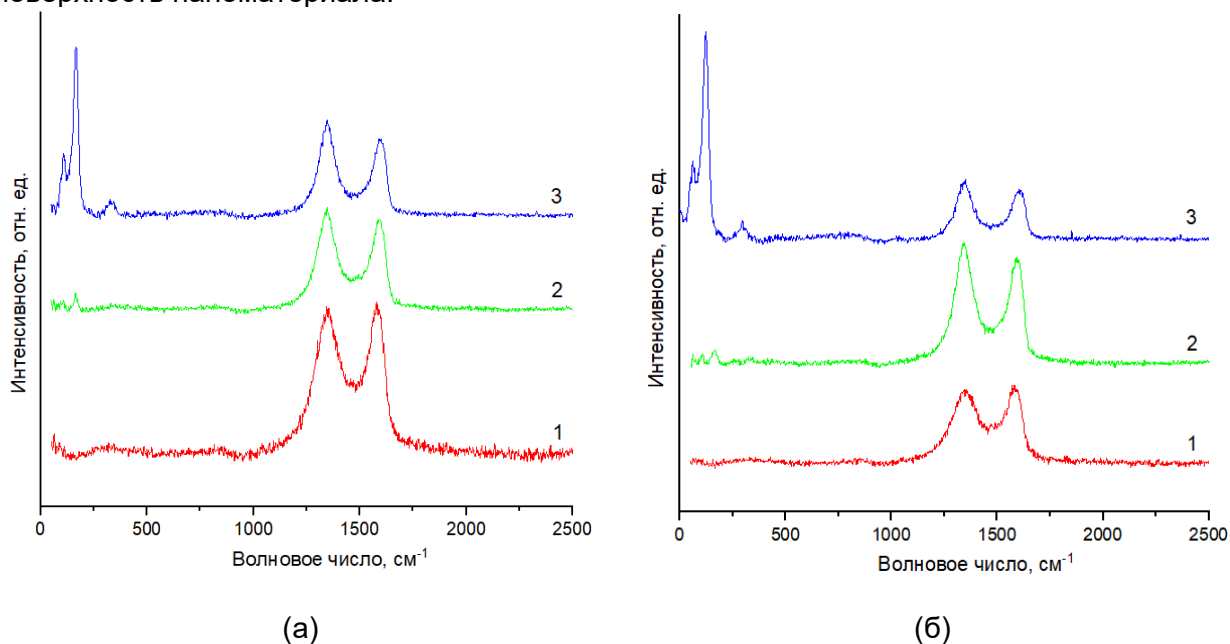


Рисунок 2 – Рамановские спектры пленок образцов № 1 – 3 до (а) и после (б) термической обработки

Также, для модифицированных образцов ОГ наблюдаются пики при 108 и 168 см<sup>-1</sup>, указывающие на присутствие йодид анионов I<sub>3</sub><sup>-</sup> и I<sub>5</sub><sup>-</sup>, способствующих повышению электрической проводимости.

Полученные в работе результаты свидетельствуют об эффективности разработанной методики восстановления оксида графена, что открывает возможности его применения в качестве модифицирующей добавки полимерных антистатических композитов, солнечных батарей, электродных материалов и т.д.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Chua C.K., Pumera M. Chemical reduction of graphene oxide: a synthetic chemistry viewpoint. Chem. Soc. Rev., 2014. vol. 43, pp. 291-312
2. Jingzhong L., Shuping C., Yanan L., Bijing Z. Progress in preparation, characterization, surface functional modification of graphene oxide: A review. Journal of Saudi Chemical Society, 2022, vol. 26, Iss. 6, pp. 101560.

**ГАРМОНИЗАЦИЯ МЕЖДУНАРОДНЫХ СТАНДАРТОВ НА КОНСТРУКЦИОННЫЕ  
СТАЛИ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ  
ПРОИЗВОДСТВА КРУГЛОГО ПРОКАТА  
В ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»**

**Покровский А.И.<sup>1</sup>, Хина Б.Б.<sup>1</sup>, Терлецкий С.В.<sup>2</sup>,  
Толкачева О.А.<sup>1</sup>, Глушаков А.Н.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, art@phti.by*

<sup>2</sup>*ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь*

По данным Национального статистического комитета Республики Беларусь общий объем производства готового проката металлургическими предприятиями Беларуси, включая ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее БМЗ), в 2021 году составил 2 284,4 тыс. тонн. Основными машиностроительными предприятиями-потребителями проката в Беларуси являются ОАО «Гомсельмаш» – управляющая компания холдинга (далее ОАО «Гомсельмаш»), ОАО «Кузнечный завод тяжелых штамповок», ОАО «МАЗ» – управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ», ОАО «Белкард», «МТЗ-ХОЛДИНГ», ЗАО «Атлант», ОАО «Могилевлифтмаш» и другие. Марочный состав потребляемых сталей достаточно широк, наиболее применяемыми марками являются: стали 20, 35, 40, 40Х, 45, 18ХГТ, 25ХГТ, 40ХГНМ, ШХ15СГ и ШХ20СГ.

Основными документами, регламентирующими состав и другие требования к производимым сталям, являются государственные стандарты, действующие настоящее время на территории Республики Беларусь. Однако значительная часть действующих в Беларуси стандартов в области металлургии и материаловедения были разработаны еще в советское время, и лишь некоторые из них были пересмотрены в последние 10-20 лет. Между тем, за истекшие годы существенно вырос технический уровень предприятий, появилось новое оборудование и технологии, приборная база, новые методики исследований. Поэтому действующие стандарты во многом потеряли актуальность и устарели. Существует острая потребность, как в разработке новых национальных стандартов, так и в гармонизации передовых зарубежных стандартов применительно к специфике своей страны.

В западноевропейских странах гармонизовано с международными около 80% национальных стандартов. В Российской Федерации к настоящему времени гармонизовано до 20% стандартов, а в Республике Казахстан – 95% стандартов в области металлов и металлообработки. Основным международным органом по стандартам является ISO, в который входит 165 стран. Госстандарт, в состав которого входит Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации (БелГИСС), осуществляет ведение Национального фонда технических нормативных правовых актов, обеспечивая промышленности и бизнесу доступ к государственным, международным, региональным и национальным стандартам других стран.

Принятие нового стандарта влечет повышенные требования к качеству продукции, что неизбежно сказывается на действующих технологиях, которые требуют существенной переработки и совершенствования для увеличения продаж и выхода на мировые рынки. Настоящая работа посвящена вопросам гармонизации стандартов на металлопрокат, совершенствованию на их основе существующей технологии, увеличению выпуска качественной продукции и расширению рынка сбыта.

Целью работы явилось повышение качества и конкурентоспособности металлопроката, производимого на БМЗ и выпуск его в соответствии с современными международными нормами, увеличение экспорта и объемов реализации в Беларуси и импортозамещение (уменьшение закупок в России и на Украине аналогичного проката, изготовленного по устаревшим стандартам).

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1) Выбор наиболее современного международного стандарта, обеспечивающего наивысшие требования к качеству металла, и его гармонизация, т.е. создание на его основе стандарта Беларуси (СТБ), в котором должны быть унифицированы с международным стандартом химический состав и свойства сталей, сохранены все современные требования к качеству продукции и при этом учтена специфика белорусской металлургии. Согласование проекта СТБ со всеми госорганами и предприятиями-потребителями в Беларуси, утверждение его Госстандартом РБ и введение в действие на территории Беларуси.

2) Совершенствование существующей технологии производства сталей на всех стадиях (выплавка, внепечная обработка, прокатка), исходя из повышенных требований нового стандарта.

3) Внедрение новой технологии на БМЗ и организация серийного выпуска готовой продукции в запланированных объемах.

Для проведения гармонизации стандартов ISO на конструкционные углеродистые стали нами выбрана степень соответствия IDT (идентичные стандарты). В стандартах категории IDT допускается создание дополнений, отражающих национальные требования к объекту стандартизации. Это весьма актуальная деятельность, требующая значительных усилий.

В результате выполнения работы впервые разработаны и введены в действие на территории Республики Беларусь три гармонизированных стандарта с уровнем соответствия IDT на термически упрочняемые конструкционные углеродистые стали: СТБ ISO 683-1-2020, СТБ ISO 683-2-2020 и СТБ ISO 683-3-2020.

В гармонизированные стандарты впервые введены приложения, описывающие сравнения химического состава и механических свойств стали по СТБ ISO с их аналогами по действующим ГОСТам. Эти приложения обеспечивают инженерно-техническим работникам базу для замены сталей по ГОСТам на стали по СТБ ISO для продукции, поставляемой на экспорт, и расширяют выбор марок стали.

На основе исследования микроструктуры конструкционных сталей оптимизированы параметры технологии на стадиях внепечной обработки, вакуумирования, продувки аргоном и некоторых других.

В результате разработаны и введены в действие технологии выплавки, внепечной обработки, разлива и прокатки конструкционных сталей по трем вышеуказанным гармонизированным стандартам СТБ ISO:

1. Комплект ТД с литерой «О<sub>1</sub>» часть №1. Технологический процесс № ТП 25010.00036 на выплавку опытных партий сталей в дуговой сталеплавильной печи №3 емкостью 100 тонн, их внепечную обработку и разлива в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

2. Комплект ТД с литерой «О<sub>1</sub>» часть №2. Технологический процесс № ТП 25021.00018 на производство сортового проката опытных партий сталей на стане 850 в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

3. Комплект ТД с литерой «О<sub>1</sub>» часть №3. Технологический процесс № ТП 25021.00019 на производство сортового проката опытных партий сталей на стане 370/150 в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

Предложенные технологические решения позволили производить круглый прокат конструкционных углеродистых сталей с более высоким качеством по требованиям гармонизированных стандартов СТБ ISO.

План выпуска вновь освоенной продукции был рассчитан на три года (2020-2022 гг.) и составлял 1900 т проката конструкционных марок сталей (рис.1). По состоянию на 04.10.2022 г. показатели превышены: выпущено 1960,191 т (в том числе на экспорт 1910,36 т). В настоящее время выпуск вновь освоенной продукции продолжается.

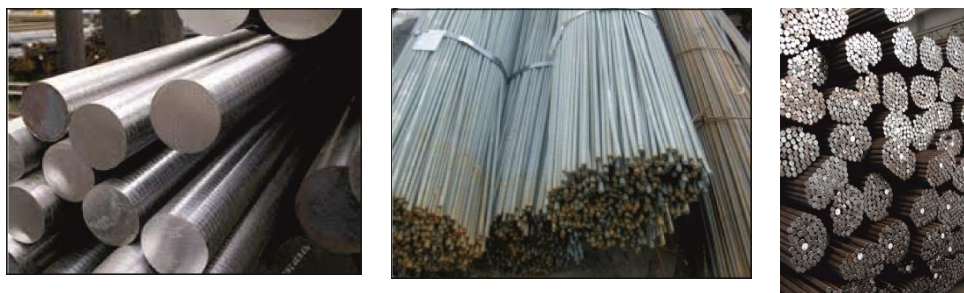


Рисунок 1 – Примеры готовой металлопродукции: внешний вид различных типоразмеров круглого проката конструкционных сталей (освоен выпуск диаметров в интервале от 20 до 160 мм)

В Беларуси в 2020-2022 гг. металлопрокат был реализован на ОАО «Гомсельмаш» (основной потребитель в РБ), ОАО «Завод «Легмаш»», ОАО «Салео» - управляющая компания холдинга, ЧП «Гидродеталь». Заинтересованность в покупке проката по новым СТБ выразили: ОАО «БелАЗ», ОАО «Амкодор» и др. В 2020-2021 гг. значительная часть произведенной продукции была экспортирована на передовые машиностроительные предприятия Германии («Thyssen Krupp Schulte GmbH», «Kloeckner & Co Deutschland GmbH», «Stahlkontor Lingemann GmbH»), Италии (SIDERIA S.R.L., SIDERGAMMA SRL, RODA FORGE S.p.a.) и Литвы (JSC «Anejas»).

Общий объем выпуска продукции по состоянию на 04.10.2022 г. составил 3 397 466,43 руб. / 1 316 332,37 долл. США. Объем затраченных бюджетных средств - 270 000,00 руб. / 104 695,80 долл. США. Реализовано продукции на сумму: 3 397 466,43 руб. / 1 316 332,37 долл. США (из них за пределы РБ – 3 268 758,34 руб./1 268 035,59 долл. США). Соответственно, коэффициент эффективности составил 12,57.

Экономическая эффективность разработки обеспечена за счет:

- 1) унификации марочного состава сталей с международным; сокращению до 30% номенклатуры применяемых конструкционных сталей;
- 2) увеличения серийности выпуска современных однотипных марок сталей и соответственно, снижения затрат на подготовку промежуточных ковшей и увеличение производительности МНЛЗ–3, снижения количества технологических остатков металла;
- 3) увеличения объема реализации конструкционных марок стали;
- 4) существенного снижения импорта аналогичных сталей, закупаемых за рубежом.

В настоящее время осуществляется работа по гармонизации стандарта ISO 683-17 на подшипниковые стали и продолжается сотрудничество с БМЗ по совершенствованию технологии их производства.

**Работа выполнена в рамках задания ТМ-1.59 подпрограммы «Технологии машиностроения» ГНТП «Инновационное машиностроение и машиностроительные технологии», 2021-2025 годы.**

## КОМПОЗИТНЫЕ Кальцийфосфатные ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТАХ

Дорошенко А.Е.<sup>1</sup>, Крутько В.К.<sup>1</sup>, Мусская О.Н.<sup>1</sup>, Довнар А.И.<sup>2</sup>, Островская О.Б.<sup>2</sup>, Кулак А.И.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Государственное научное учреждение «Институт общей и неорганической химии Национальной академии наук Беларуси», Минск, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Учреждение образования «Гродненский государственный медицинский университет», Гродно, Республика Беларусь

E-mail: anika13066@gmail.com

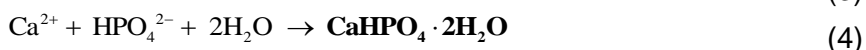
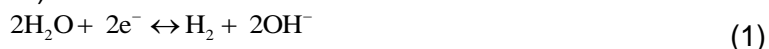
Среди синтетических материалов для костной пластики перспективными являются кальцийфосфатные (КФ) биоматериалы [1], по химическому и фазовому составу максимально приближенные к минеральной компоненте костной ткани. Биоматериалы из КФ обладают хрупкостью, низкой упругостью и не подходят для создания ортопедических устройств опорно-двигательного аппарата, подвергающихся механическим нагрузкам. Однако КФ материалы используют в качестве покрытий на металлических имплантатах, сочетая механические свойства металлов с остеоиндуктивными свойствами КФ [2]. Технологии нанесения КФ покрытий можно разделить на две основные группы: физические и химические. Методы физического осаждения включают плазменное напыление (вакуумно-плазменное, жидкофазное, газовое) и электрофорез [3]. Химическими методами получения КФ покрытий являются: осаждение из газовой фазы, золь-гель процесс, биомиметический метод и электрохимическое осаждение [4]. Электрохимическое осаждение позволяет при комнатной температуре формировать на токопроводящих подложках в водных растворах однородные КФ покрытия [5], в том числе на имплантатах сложной формы, толщину и состав которых легко регулировать изменяя условия осаждения.

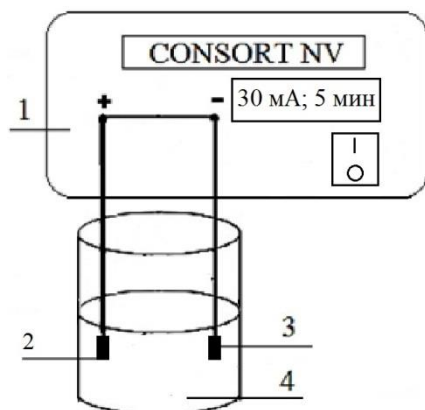
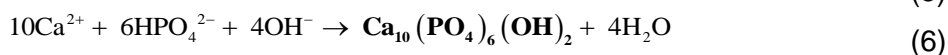
Предварительно титановые пластины марки ВТ-6 (НП ООО «Медбиотех») механически очищали, подвергали химическому травлению в 50% фтороводородной кислоте (о.с.ч., ООО «Меркурий»), для удаления оксидной пленки и увеличения шероховатости поверхности. Многократно промывали дистиллированной водой, очищали в ультразвуковой ванне ПСБ-1335-05 (50 Вт, 35 КГц) в дистиллированной воде в течение 10 мин, обезжиривали этиловым спиртом. Подготовленные пластины размером 5×10 мм представляли собой электроды и подложки для нанесения КФ покрытий.

Модельную среду Simulated Body Fluid концентрированную в 3 раза (SBF×3) для нанесения биомиметического апатитового слоя готовили согласно методике [6], при постоянном перемешивании и нагревании до 36,5°C.

Идентификацию КФ покрытий проводили методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре ADVANCE D8 (Bruker, Германия) при  $\lambda_{CuK\alpha} = 0,15405$  нм и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе LEO 1420 (Carl Zeiss, Германия), на поверхность образцов напыляли золото на установке K550X (Emitech, Англия).

В условиях электрохимического синтеза (рис. 1) в суспензионном электролите  $\text{CaCO}_3 / \text{Ca}(\text{H}_2\text{PO}_4)_2$  (ч.д.а., База №1 химреактивов / р.а., Sigma Aldrich) при постоянной плотности тока 30 мА/см<sup>2</sup>, Ca/P=1,67, pH=5 и времени осаждения 5 мин с использованием системы электрофореза CONSORT NV EV 202 (Бельгия) получены композитные КФ покрытия. Процесс электрохимического синтеза протекал интенсивно, согласно уравнениям реакций (1–6):





1 – источник тока; 2 – анод; 3 – катод; 4 – электролит  
Рисунок 1 – Схема электрохимической ячейки

В ходе электрохимического осаждения получены композитные КФ покрытия, состоящие из брусита, кальцита и апатита (рис. 2 а, дифрактограмма 1). Установлено, что при электрохимическом синтезе в гальваностатическом режиме на поверхности титановой подложки образуется нестехиометрический оксид титана (I), что свидетельствует о частичном окислении титановой подложки. Выявлено, что режим осаждения оказывает значительное влияние на фазовый состав и морфологию КФ покрытий, осаждаемых из суспензионного электролита  $\text{CaCO}_3 / \text{Ca}(\text{H}_2\text{PO}_4)_2$ . Методом СЭМ установлено, что электроосажденные КФ покрытия состоят из пластинчатых кристаллов брусита размером  $(2,6-3,0) \times (3,0-4,0)$  мкм, ориентированных перпендикулярно титановой подложке и агрегатов неправильной формы, состоящих из кальцита и апатита (рис. 2 б, СЭМ 1).

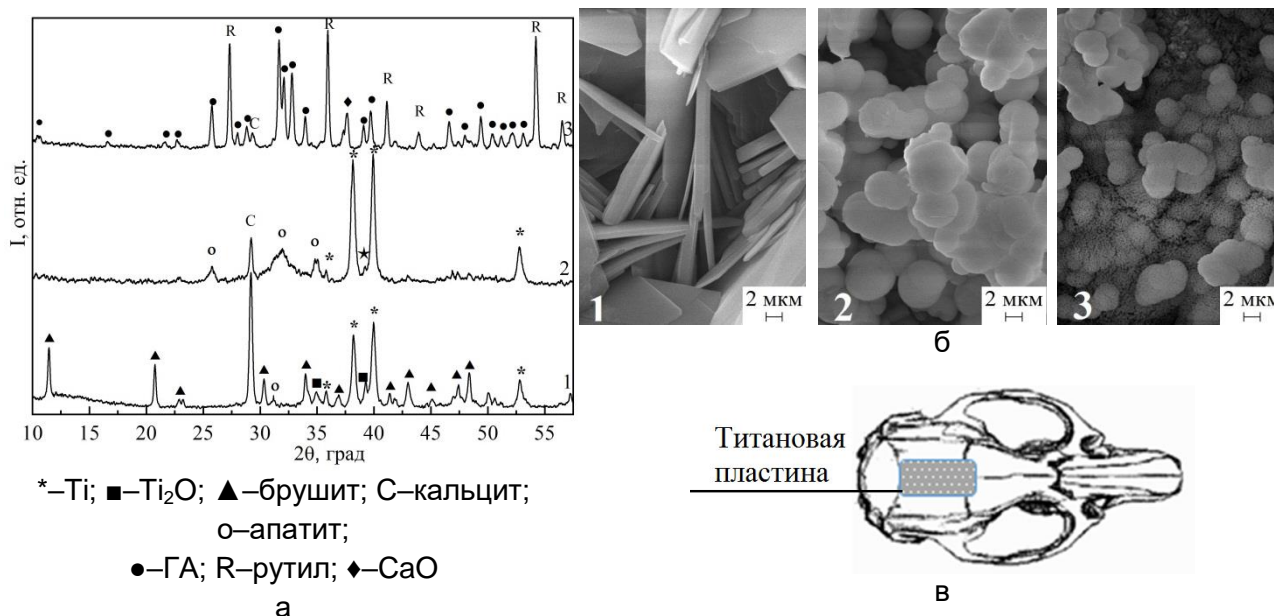


Рисунок 2 – Рентгендифрактограммы (а) и СЭМ изображения (б) КФ покрытий, электроосажденных при  $30 \text{ мА/см}^2$ : 1 – до SBF×3; 2 – после SBF×3; 3 – после SBF×3 и  $800^\circ\text{C}$ ; проекция расположения титанового имплантата (в) на черепае крысы

Биоактивность электроосажденных композитных покрытий повышали выдерживанием КФ покрытий в модельном растворе SBF×3 в течение 7 сут, что



привело к образованию слоя биомиметического рентгенаморфного КФ (рис. 2 а, дифрактограмма 2). В результате выдерживания покрытий в модельном растворе SBF×3 кристаллы брусита и кальцита покрываются слоем околосферических апатитовых агломератов неправильной формы, размером 4–10 мкм (рис. 2 б, СЭМ 2). Для идентификации рентгеноаморфных фаз, КФ покрытия, выдержанные в растворе SBF×3, подвергали термообработке при 800°C, что привело к кристаллизации аморфизированных фаз. Рентгеноаморфные КФ апатитовой структуры, полученные после выдерживания в растворе SBF×3 и после термообработки при 800°C кристаллизуются в гидроксиапатита (ГА) (рис. 2 а, дифрактограмма 3) в виде рыхлых агломератов размером 2–6 мкм (рис. 2 б, СЭМ 3). В композитных покрытиях карбонат кальция под воздействием высокой температуры разлагался до оксида кальция и углекислого газа, титановая подложка покрывалась слоем оксида титана (IV) модификации рутил.

Доклинические исследования выполнены в соответствии с «Европейской конвенцией о защите позвоночных животных, используемых для экспериментов или в иных научных целях» на базе УО «Гродненский государственный медицинский университет». Титановые имплантаты помещали на лобную и теменную кость (рис. 2 в), середина которого совпадала с сагиттальным швом. После расположения имплантата и достижения гемостаза послойно ушивали мягкие ткани; швы обрабатывали антисептиком. Животных выводили из эксперимента на 30 и 90 сут после операции введением анестетиков с последующей декапитацией.

В результате доклинических испытаний титановых имплантатов с композитными КФ покрытиями *in vivo* на крысах изучена токсикологическая безопасность и биосовместимость. По результатам гистологического анализа и общего анализа крови крыс после 30 и 90 сут имплантации установлено, что титановые пластины с композитными КФ покрытиями проявили высокую способность к интеграции с подлежащей костью свода черепа крысы, при отсутствии воспалительной реакции со стороны костной ткани.

Разработанные композитные КФ покрытия являются перспективными для использования в качестве биопокрытий на титановые имплантаты для травматологии, стоматологии и ортопедии.

**Работа выполнена при поддержке Государственной программы научных исследований по заданию 2.1.04.7 на 2021–2025 гг. и гранта № 2023–27–045.**

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Basu, S. Unravelling doped biphasic calcium phosphate: synthesis to application / S. Basu, B. Basu // ACS Applied Bio Mater. – 2019. – Vol. 12. – P. 5263–5297.
2. Su Y. Calcium Phosphate Coatings for Metallic Orthopedic Biomaterials / Y. Su [et. al] // Orthopedic Biomaterials. – 2017. – P.167–183.
3. Скрыбин, А.С. Физико-химические свойства и остеоинтеграция титановых имплантатов с биоактивными кальцийфосфатными покрытиями, полученными детонационным напылением / А.С.Скрыбин [и др.] // Неорганические материалы. – 2022. – Т.58, №1. – С. 76–82.
4. Drevet, R. Electrodeposition of Calcium Phosphate Coatings on Metallic Substrates for Bone Implant Applications: A Review / R. Drevet, H. Benhayoune// Coatings. – 2022. – Vol. 12. – P. 539–563.
5. Крутько, В.К. Формирование апатитов на электроосажденных кальцийфосфатах в системах  $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2 / \text{NH}_4\text{H}_2\text{PO}_4$  и  $\text{CaCO}_3 / \text{Ca}(\text{H}_2\text{PO}_4)_2$  / В.К. Крутько [и др.] // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов. – 2021. – Т. 13. – С. 860–869.
6. Kokubo, T. Simulated Body Fluid (SBF) as a Standard Tool to Test the Bioactivity of Implants / T. Kokubo, H. Takadama // Handbook of Biomineralization – 2007. – P. 97–109.

## **ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛЕЙ МИКРОСТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ В СТАЛЯХ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДОВ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ**

**Гафаров М.Ф.<sup>1</sup>, Окишев К.Ю.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск;*

<sup>2</sup>*Уральский федеральный университет им. первого Президента России  
Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург;  
gafarov.max@yandex.ru*

Важнейшей прикладной задачей физического металловедения является прогноз микроструктуры металла после термообработки. Для получения точных прогнозных значений микроструктур металла используют различные способы и методы моделирования. Несмотря на обширное количество исследований, до настоящего времени не была разработана "универсальная" модель, которая бы однозначно гарантировала, что при заданных параметрах термообработки и исходных условиях будет достигнута желаемая структура металла с достаточной точностью.

В исследовании описывается процесс построения моделей машинного обучения для предсказания микроструктур трубных сталей после непрерывного охлаждения. Произведено ранжирование моделей по точности предсказания. В исследовании использовали модели: регрессии на основе K-ближайших соседей (KNN), случайного леса (RandomForest), бустинга над решающими деревьями (LightGBM), нейронной сети (MLP) и множественной линейной регрессии (multiple linear regression). Отдельный акцент ставился на решении двух задач на этапе подготовки данных: обеспечение полноты признакового пространства и получение валидной выборки данных.

В данной работе также особое внимание уделяется моделированию размера аустенитного зерна на основе теории Дж.Кана, уравнений Авраами и эмпирических соотношений, полученных в предыдущих работах. Величина зерна была определена как средневзвешанное значение от расчётных величин зерна, определённых по долям микроструктур (мартенсита, перлита, феррита).

В качестве источника дополнительных данных, с целью повышения стабильности оценок моделей, была использована программа JMatPro. При этом подбор недостающих точек, для обеспечения полноты выборки, осуществлялся из менее заполненных областей кластеров, полученных с помощью алгоритма DBSCAN. Критерием выбора дополнительных точек являлся отсев по евклидовому расстоянию.

Очищенные и обработанные данные были поделены на тренировочную и тестовую выборки. При этом, в тестовую выборку вошли результаты реальных экспериментальных данных.

В результате перекрёстной проверки прогнозных значений процентов микроструктур, ошибка для моделей предсказания мартенсита, феррита, перлита не превышала 7%, для модели предсказания бейнита ошибка составляла менее 8%. Моделью с наименьшей ошибкой на тестовом наборе данных оказалась модель LightGBM. Применение разработанного метода расширения выборки позволило получить стабильную ошибку прогнозирования на собранных данных.

Комплексный анализ значимости признаков и их сравнение с реальными физическими предпосылками показал, что построенные модели машинного обучения способны обобщать закономерности, выявленные на обучающей выборке, которые соответствуют металлургической теории. Полученные модели дают возможность проводить построение и анализ кинетических диаграмм распада аустенита при варьировании факторов, в частности химического состава и режимов охлаждения стали.

## ОЦЕНКА НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И ПАРАМЕТРОВ ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМАХ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

**Андреев В.А., Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Юсупов В.С., Рогачев С.О.,  
Будников А.С., Куприков М.П.**  
*ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия*  
*andreev.icmateks@gmail.com*

Одним из способов получения прутков и заготовок круглого сечения из титановых сплавов является винтовая прокатка в трёхвалковых станах. Преимуществом данного способа является возможность улучшить ряд свойств деформируемого материала. Разработан и опробован на действующей модели способ четырёхвалковой винтовой прокатки с приводными парами основных чашевидных и вспомогательных грибовидных валков, на основе компьютерного моделирования показаны потенциальные преимущества четырёхвалковой винтовой прокатки по сравнению с трёхвалковой при деформации стальных заготовок.

Целью работы являлась оценка параметров напряжённо-деформированного состояния заготовки из сплава Ni-Ti и очага деформации при трёх- и четырёхвалковой винтовой прокатке. Оценку параметров осуществляли по результатам компьютерного моделирования с помощью вычислительной среды конечно-элементного анализа QForm.

Моделировали процесс прокатки заготовки с диаметра 25 мм на диаметр 22 мм. Температуру заготовки перед прокаткой задали 900°C. Используя результаты моделирования, разработали способ оценки длины фактического очага деформации, геометрического очага деформации и внешних зон с входной и выходной стороны. Параметры очага деформации представлены в табл. 1.

Таблица 1 – Параметры очага деформации при трёх- и четырёхвалковой винтовой прокатке заготовок из сплава Ni-Ti

	Длина внешней зоны с входной стороны, мм	Длина геометрического очага деформации, мм	Длина внешней зоны с выходной стороны, мм	Длина фактического очага деформации, мм
Трёхвалковая прокатка	26	15	37	77
Четырёхвалковая прокатка	32	28	51	111

Согласно табл. 1 фактический очаг деформации при четырёхвалковой прокатке, по сравнению с трёхвалковой прокаткой, на 45% больше, геометрический – на 85%, внешние зоны на 23% (с входной стороны) и на 28% (с выходной стороны) также больше.

Разные значения длин геометрического и физического очагов деформации и внешних зон при исследуемых схемах прокатки предполагают различия в деформированном состоянии заготовок. С помощью инструментария QForm оценили распределение значений накопленной деформации в объёме заготовки.

Распределение накопленной деформации при четырёхвалковой прокатке характеризуется на 10% большим средним значением - 1,253, чем при аналогичном показателе 1,138 при трёхвалковой прокатке. После четырёхвалковой прокатки распределение значений накопленной деформации более однородно, стандартное отклонение на 17% меньше: 0,485 при четырёхвалковой прокатке и 0,567 при трёхвалковой. На установившейся стадии прокатки разброс значений накопленной

деформации между центром и поверхностью заготовки при трёхвалковой схеме достигает 1,7, при четырёхвалковой – 1,4. При этом в центре заготовке по всей длине по сравнению с трёхвалковой прокаткой при четырёхвалковой прокатке значения накопленной деформации до 2 раз выше. Учитывая выявленную по результатам ранее проведённых исследований взаимосвязь между накопленной деформацией и размером зерна при винтовой прокатке, при четырёхвалковой прокатке следует ожидать более однородную по размеру зерна микроструктуру за счёт меньшего разброса значений накопленной деформации по объёму заготовки.

Оценили распределение интенсивности напряжений в поперечном сечении в пережиге на установившейся стадии. При четырёхвалковой прокатке среднее значение составило 116 МПа, при трёхвалковой – 152 МПа. При этом среднеквадратичное отклонение при четырёхвалковой прокатке составляет 24 МПа, при трёхвалковой – 32 МПа. Следовательно, уровень напряжений при четырёхвалковой прокатке ниже, а равномерность их распределения выше, в связи с этим риск возможного разрушения при четырёхвалковой прокатке ниже, чем при трёхвалковой в условиях проведённого моделирования.

**Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 23-19-00775, <https://rscf.ru/project/23-19-00775/>**

**В2 УПОРЯДОЧЕНИЕ В ТУГОПЛАВКИХ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ:  
ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ**

**Юрченко Н.Ю., Панина Е.С., Новиков В.Ю., Салищев Г.А., Жеребцов С.В.,  
Степанов Н.Д.**

*НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
yurchenko\_nikita@bsu.edu.ru, nikitos969@gmail.com*

Концепция высоко/среднеэнтروпийных сплавов (В/СЭСов) предлагает широкие возможности для создания новых материалов с перспективными свойствами. В частности, тугоплавкие В/СЭСы активно рассматриваются в качестве альтернативы никелевым суперсплавам, так как некоторые из уже исследованных композиций показали уникальные прочность и жаростойкость при температурах свыше 1400 °С. В большом количестве тугоплавких В/СЭСов присутствуют неметаллические элементы Si, В, С, и/или Al. Добавки последнего зачастую приводят к формированию В2 упорядоченной структуры. Обычно, подобная структура увеличивает прочность, но резко снижает пластичность даже на сжатие при температурах < 800 °С.

В данной работе мы представляем результаты детальных систематических исследований, демонстрирующих, что прочность и пластичность в В2 сплавах сильно зависят от «степени В2 упорядочения» (качественного показателя ввиду сложного химического состава), которой можно управлять посредством варьирования концентрацией Al. Было установлено, что в тугоплавких СЭСах системы Al-Nb-Ti-Zr небольшие (до 7,5 ат. %) добавки Al увеличивают одновременно прочность и равномерное удлинение на ~ 40 %. Замена V на Al в сплавах системы Al-Nb-Ti-V также оказывала комбинированный положительный эффект на механические свойства при температурах < 700 °С. Кроме того, впервые для тугоплавких В/СЭСов обсуждается влияние размеров зерен и В2 доменов на прочностные и пластические характеристики, а также предлагается и анализируется с точки зрения микроструктурных изменений подход к получению наивысшей на сегодняшний день пластичности при комнатной температуре.

**Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФ №21-79-10043 (<https://rscf.ru/project/21-79-10043/>).**

**ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ  
В СПЛАВЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Нечаев Ю.С.<sup>1</sup>, Денисов Е.А.<sup>2</sup>, Филиппова В.П.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия  
e-mail: yuri1939@inbox.ru, denisov70@bk.ru, varia.filippova@yandex.ru

В работе [1] проведен углубленный анализ калориметрических и объемометрических данных [2] для прямых, обратных и деформационных мартенситных превращений в наноструктурированном сплаве  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  с памятью формы, полученном холодной прокаткой с одновременным действием импульсного тока большой плотности. Впервые детально изучены [1] (посредством применения новой методики обработки калориметрических спектров) стадийность и «кинетика» изменения теплосодержания, а также тепловые эффекты (энтальпии отдельных стадий (см. ниже Табл. 1)) при прямых и обратных мартенситных превращениях при охлаждении или нагреве образцов с постоянной скоростью (3 К/мин) в интервале 170-370 К. Показано [1] (посредством обработки объемометрических данных [2], использования теоретических значений плотности дислокаций и элементов классической теории дислокаций), что в сплаве  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  может протекать деформационное мартенситное превращение, приводящее к положительному объемному эффекту ( $(\Delta V/V) \approx 3 \cdot 10^{-3}$ ), который в значительной мере обусловлен дислокациями. Показано [1], что возможные вклады дислокаций в энтальпии прямых и обратных мартенситных превращений в сплаве  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  могут и должны быть значительно ниже по абсолютной величине, но противоположными по знаку к полученным энтальпиям (Табл. 1) прямого и обратного мартенситного превращения в данном сплаве. Отмечено [1], что физика рассматриваемых процессов в определенной мере содержится в научных открытиях № 239 «Явление термоупругого равновесия при фазовых превращениях мартенситного типа – эффект Курдюмова» (1980) и № 339 «Явление образования в поликристаллах неравновесных границ зерен при поглощении ими решеточных дислокаций» (1987).

Таблица 1 (из [1]) – Результаты аппроксимации гауссианами калориметрических спектров (из Рис.4 и Рис 5 в [2], уточненная скорость изменения температуры 3 К/min); А – аустенит; М – мартенсит; R – «промежуточный» мартенсит;  $T_{max}$  – температура наибольшего теплового потока для данного гауссиана;  $\gamma$  – доля спектра, отвечающая данному гауссиану;  $q$  - тепловой эффект процесса ( $q > 0$  при выделении тепла);  $\Delta H$  – энтальпия процесса.

Гауссиан #, (рис. # из [1]), процесс [2]	$T_{max}$ , К	$\gamma$ , доля спектра	$q = -\Delta H$ , Дж/г	$q =$ $-\Delta H$ , [2], Дж/г
1, (1а), А→М [2]	249	~1.0	17.5	17.9
1, (1б)	245	0.32	5.8	
2, (1б)	249	0.68	12.3	
1, (1в), М→А [2]	292	~1.0	-18.6	-21.0
1, (1г)	287	0.53	-10.6	
2, (1г)	294	0.47	-9.3	
1, (2а), R→М [2]	248	0.65	7.8	7.9
2, (2а), А→R [2]	288	0.35	4.2	4.7
1, (2б), R→М [2]	248	0.63	7.8	7.9
2, (2б)	288	0.20	2.5	
3, (2б)	290	0.17	2.1	
1, (2в), А→М [2]	309	~1.0	-17.5	-18.4
1, (2г)	309	0.72	-13.2	

2, (2г)	310	0.28	-5.2	
1, (2д)	306	0.19	-3.7	
2, (2д)	309	0.65	-12.2	
3, (2д)	310	0.16	-3.0	

В настоящей работе проведен аналогичный анализ калориметрических данных [3] для прямых, обратных и деформационных мартенситных превращений в сплаве TiNi с памятью формы, подвергнутом холодной прокатке с одновременным действием импульсного тока большой плотности. Полученные результаты представлены ниже в Табл. 2 и на Рис. 1-3.

Таблица 2 – Результаты аппроксимации гауссианами калориметрических спектров (из Рис.1 и Рис 2 в [3], уточненная размерность по оси ординат W/g, уточненная скорость изменения температуры 3 K/min).

№ гауссиана, (рис. # и пик № из [3]), процесс из [3, 2]	$T_{max}$ , К	$\gamma$ , доля спектра	$q = -\Delta H$ , Дж/г
1, (1a_1), M→A (heating)	332	~1.0	-8.7
1, (1b_1), M→A (heating)	347	~1.0	-7.5
1, (1b_2), M→A (heating)	330	~1.0	-5.1
1, (1b_2), A→R (cooling)	308	0.3	1.6
2, (1b_2), R→M (cooling)	283	0.7	3.7
1, (1a_1), A→M (cooling)	293	~1.0	9.5
1, (1b_1), A→M (cooling)	307	~1.0	8.3
1, (2_1), A→R (cooling)	306	0.43	1.1
2, (2_1), R→M (cooling)	256	0.57	1.5
1, (2_1), M→A (heating)	314	~1.0	-3.0
1, (2_2), A→R (cooling)	308	0.21	1.0
2, (2_2), R→M (cooling)	276	0.79	3.6
1, (2_2), M→A (heating)	323	~1.0	-4.9

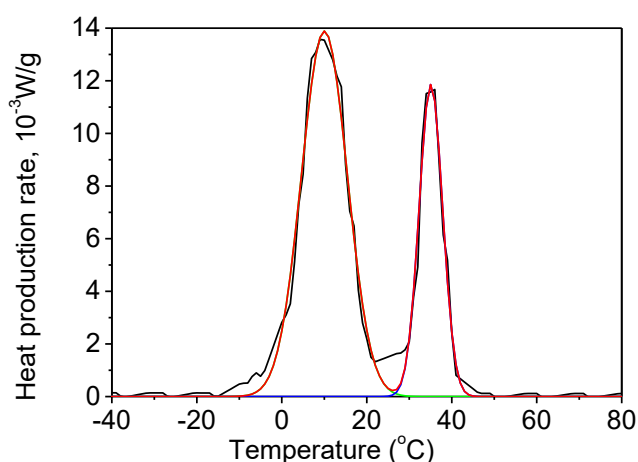


Рисунок 1 – Аппроксимация двумя гауссианами (методология [4, 5]) калориметрических спектров из Рис. 1b\_2 в работе [3].

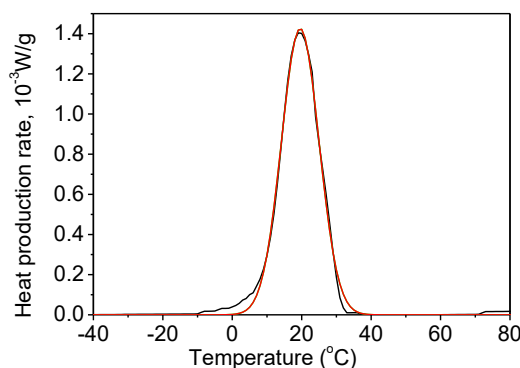


Рисунок 2 – Аппроксимация одним гауссианом (методология [4, 5]) калориметрических спектров из Рис. 1а\_1 в работе [3].

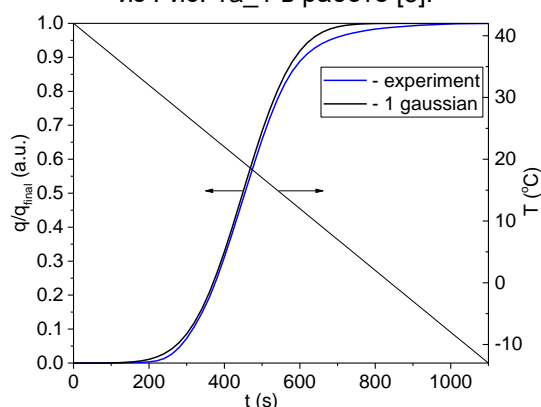


Рисунок 3 – Определение (из данных на Рис. 2) кинетических кривых (методология [4, 5]) изменения теплосодержания в сплаве TiNi с памятью формы при мартенситном превращении при охлаждении со скоростью 3 К/мин в интервале 170-370 К.

Наблюдаемое (см. Рис. 1 в работе [3]) уменьшение тепловых эффектов при увеличении степени деформации сплава, по-видимому, связано с дислокациями.

Анализ данных из работ [2, 3, 6] показывает, в частности, возможность проявления сверхпластичности в сплаве TiNi с памятью формы, подвергнутом холодной прокатке с одновременным действием импульсного тока большой плотности, что можно описать в рамках физической модели неравновесных состояний границ зерен [7].

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нечаев Ю.С., Денисов Е.А., Шурыгина Н.А., Синёва С.И., Мисоченко А.А., Столяров В.В. Калориметрические и объемометрические исследования дислокаций при мартенситных превращениях в сплаве TiNi с памятью формы. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2023.
2. Misochenko A.A., Kumar J.V.T., Jayaprakasam S., Padmanabhan K.A., Stolyarov V.V. Microstructure evolution and mechanical behavior in shape memory nanostructured TiNi alloy. // Defect and Diffusion Forum. 2018. V. 385. P. 169-174.
3. Misochenko A.A., Stolyarov V.V. Deformability and shape memory properties in Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> rolled with electric current. // Materials Science Forum. 2013. V. 738-739. P. 383-387.
4. Nechaev Yu.S., Alexandrova N.M., Cheretaeva A.O., Kuznetsov V.L., Öchsner A., Kostikova E.K., Zaika Yu.V. // Int. J. Hydrogen Energy. 2020. V. 45. № 46. P. 25030-25042.
5. Нечаев Ю.С., Александрова Н.М., Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Денисов Е.А., Костикова Е.К. // Известия РАН. Серия Физическая. 2021. Т. 85. № 7. С. 918-925.
6. Zhang Q., Song W.P., Li X.H., Stolyarov V.V., Zhang X.Y. // Materials Science and Technology. 2016. V. 32 (12). P. 1200-1205.
7. Nechaev Yu.S. On mechanisms of grain boundary sliding, in light of the Kaibyshev-Valiev data on two limit "non-equilibrium" GB states in deformed metallic materials. // Defect and Diffusion Forum. 2018. V. 385. P. 120-125.



## КОНСТРУКЦИЯ ДАТЧИКА ВЛАГОМЕРА ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ВЛАЖНОСТИ ЗЕРНА В ПОТОКЕ

Мозжаров С.Е.<sup>1</sup>, Трубловский В.Л.<sup>1</sup>, Насиров Т.З.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси,  
г. Витебск, Республика Беларусь, *lkm\_ita@vitebsk.by*

<sup>2</sup>Ташкентский государственный технический университет,  
г. Ташкент, Республика Узбекистан

Одним из основных факторов влияющим на качественные и количественные характеристики переработки зерна в муку является влажность зерна перед помолом. Изменение влажности зерна перед помолом на 0,1% уменьшает выход муки высшего сорта на 0.8%, а второго на 1%., что, для мельницы с производительностью 100т/сутки приводит к убыткам до 60 т. долларов в год. Для подготовки зерна к помолу проводится его гидротермическая обработка, где необходимо непрерывно и как можно более точно измерять влажность зерна в процессе сушки или добавления воды. По этой причине идет постоянное развитие средств измерения влажности зерна в технологических линиях мельниц [1].

Для создания высокоточного прибора контроля влажности крайне важным является вопрос выбора датчика, его принципа действия и конструкции. Современная практическая влагометрия базируется на методах, которые условно можно разделить на прямые и косвенные. В основе прямых методов измерения влажности лежит разделение материала на сухое вещество и влагу. Косвенные методы характеризуются тем, что влажность измеряется по физическим параметрам, функционально с ней связанным [2]. В настоящее время среди косвенных методов, самым простым, быстрым и экономичным является емкостный метод измерения влажности сыпучих материалов, в котором используется зависимость диэлектрической проницаемости контролируемого материала от влажности [3]

Обеспечение постоянного заполнения поточного датчика зерном является необходимым условием повышения его точности. Для этого используются как принудительная подача с уплотнением, например шнеком, так и свободная подача материала, при этом выходное сечение делают меньше входного, круглого сечения с диаметром, равным  $10a$  ( $a$  — максимальный размер частиц материала). Угол выходного конуса должен быть на  $15$ — $20^\circ$  больше угла естественного откоса исследуемого материала, высота электродов  $H > 10a$  [4]. Максимальный размер зерна пшеницы выбранного нами в качестве исследуемого материала 5 мм. Угол естественного откоса сухого зерна пшеницы  $28^\circ$  [5].

Ранее нами был проведен расчет конусного датчика влагомера со следующими геометрическими параметрами – высота 10 см, радиус выпускного отверстия 5 см, радиус входа 10 см. Максимальная расчетная емкость такого датчика 3.9 пф. [6]. Для проведения экспериментальных исследований нами была изготовлена измерительная ячейка в виде шестигранной усеченной пирамиды, которая вписывается в конус с приведенными размерами. Электроды на гранях сделаны в виде рассчитанного плоского конденсатора. Внешний вид измерительного конденсатора показан на рисунке 1, а изготовленный датчик в виде усеченной пирамиды на рисунке 2. Для того чтобы рассмотреть возможные варианты подключения данного устройства к измерителю условно обозначим грани пирамиды цифрами от 1 до 6, по кругу. При этом нужно пояснить, что можно замкнуть электроды плоского конденсатора и рассматривать его как единый электрод.

Измерение емкости проводили цифровым измерителем E7-8 на частоте 1 кГц. Самый простой случай, когда грани 1-2-3 образуют один электрод, а грани 4-5-6 второй. Емкость такого конденсатора с воздухом около 12 пф, заполненного пшеницей 10% влажности около 18 пф. Этот случай можно рассматривать как, параллельное соединение трех конденсаторов 1-4, 2-5 и 3-6. Емкость таких конденсаторов около 4 и 6 пф, пустого и с зерном соответственно. Здесь необходимо заметить, что контроллер,

который планируется использовать в измерительной части влагомера, допускает подключение до 14 датчиков влажности, и мы можем использовать подключение каждого из возможных конденсаторов как отдельного датчика влажности, тем самым увеличив число параллельных измерений. Еще один случай это когда грани 1-3-5 образуют один электрод, а грани 2-4-6 второй.

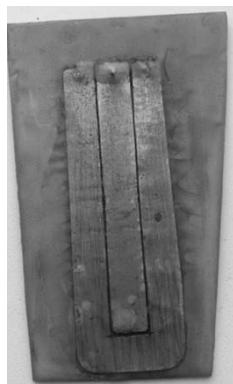


Рисунок 1 – Форма электродов на гранях пирамиды



Рисунок 2 – Конструкция датчика влагомера

Емкость такого конденсатора около 42 пф пустого и 54 пф заполненного зерном. Этот случай можно рассматривать как, параллельное соединение шести конденсаторов 1-2, 2-3, 3-4, 4-5, 5-6 и 6-1. Емкость таких конденсаторов около 7 и 9 пф, пустого и с зерном, соответственно. И наконец, случай, когда грань пирамиды является плоским конденсатором. Емкость такого конденсатора около 12 пф когда датчик пустой и около 17 пф когда датчик заполнен зерном. Емкость при параллельном соединении около 70 пф и около 100 пф соответственно, пустого и заполненного зерном. Измерение емкости этого варианта датчика проведенное с помощью векторного анализатора NanoVNA V2 4 Plus с рабочим диапазоном частот 10 кГц – 4.4 ГГц на частоте 1,5 МГц (частота на которой планируется использовать разработанный датчик) дали соответственно 67 и 79 пф для пустого и заполненного зерном датчика, для одиночного конденсатора.

Таким образом, вариант датчика в виде шестигранной усеченной пирамиды, каждая из граней которой плоский конденсатор, является оптимальным как с точки зрения выполнения параллельных измерений (шесть измерений одновременно), так и в случае единичного датчика (максимальна разность емкости пустого и заполненного датчика).

**Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект T21Y3BG-014) и гранта Узбекистан-Беларусь ИЛ-423105684**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Афонин, В.С. Разработка прибора контроля влажности зерновой продукции на основе многоэлектродных емкостных преобразователей: автореферат кандидатской диссертации / В.С. Афонин; Барнаул, 2007 [Электронный ресурс] Режим доступа. – <https://tekhnosfera.com/razrabotka-pribora-kontrolya-vlazhnosti-zernovoy-produktsii-na-osnove-mnogoelektrodneyh-embkostnyh-preobrazovateley> . – Дата доступа: 12.02.2023
2. Коряков, В. Приборы в системах контроля влажности твердых веществ и их метрологические характеристики / В. Коряков, А. Запорожец // Інформаційні управляючі системи та комп'ютерний моніторинг (ІУС КМ - 2011). Матеріали II міжнародної науково-технічної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених.– Донецьк, ДонНТУ. – 2011. – Т. 2. – С. 132–136.
3. Taghinezhad, J. Development of a capacitive sensing device for prediction of water content in sugarcane stalks / J. Taghinezhad, R. Alimardani, A. Jafari // International Journal of Advanced Science and Technology. – 2012. – Vol. 44. – P. 61–68.
4. Берлинер, М.А. Измерение влажности / М.А. Берлинер. – М.: Энергия, 1973.– 400 с.
5. Угол естественного откоса [Электронный ресурс] Режим доступа.– [https://ru.wikipedia.org/wiki/Угол\\_естественного\\_откоса](https://ru.wikipedia.org/wiki/Угол_естественного_откоса). – Дата доступа: 12.02.2023
6. Насиров, Т.З. Расчет емкости конусного преобразователя влагомера зерна и зернопродуктов / Т.З. Насиров, П.Р. Исматуллаев, Х.Ш. Жаборов // Приборы. – 2019. – № 4 (226). – С. 11–16.
7. Мозжаров С.Е., Насиров Т.З. Емкостной датчик влажности зерна и его температурные характеристики// С.Е.Мозжаров, Т.З. Насиров / сборник научных статей Международной научно-практической конференции Техническое обеспечение инновационных технологий в сельском хозяйстве : (Минск, 24–25 ноября 2022 года)– Минск : БГАТУ, 2022. – С.187-190

**СВЯЗЬ КОМПЛЕКСНОГО АНГАРМОНИЗМА С КАЛОРИМЕТРИЕЙ В  
ТЕРМОДИНАМИКЕ УСТОЙЧИВОСТИ ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ИЗОТРОПНОЙ  
КОНДЕНСИРОВАННОЙ СРЕДЫ**

**Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В.**

ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина»,

г. Донецк, ДНР, РФ

chervin@dfti.donbass.com

**Введение**

Устойчивость фазового состояния конденсированной среды может характеризоваться такой величиной, как детерминант устойчивости  $D_s$  [1,2], который определяется якобианом или, в формализме внешних дифференциальных форм, дробью, числитель и знаменатель которой представляют собой соответствующие 2-формы [1-6]:

$$D_s = \frac{\partial(T, -P)}{\partial(S, V)} = \frac{\tilde{d}P \wedge \tilde{d}T}{\tilde{d}S \wedge \tilde{d}V}. \quad (1)$$

Используя калибровку

$$\frac{\tilde{d}S \wedge \tilde{d}T}{\tilde{d}V \wedge \tilde{d}P} = 1, \quad (2)$$

выражение (1) можно привести к удобным для анализа формам (см. ниже), одна из которых выводится таким образом:

$$\begin{aligned} D_s &= \frac{\tilde{d}P \wedge \tilde{d}T}{\tilde{d}S \wedge \tilde{d}V} = \frac{\tilde{d}P \wedge \tilde{d}T}{\tilde{d}S \wedge \tilde{d}V} \cdot \frac{\tilde{d}S \wedge \tilde{d}T}{\tilde{d}V \wedge \tilde{d}P} = \frac{\tilde{d}P \wedge \tilde{d}T}{\tilde{d}V \wedge \tilde{d}P} \cdot \frac{\tilde{d}S \wedge \tilde{d}T}{\tilde{d}S \wedge \tilde{d}V} \\ &= -\frac{\partial(T, P)}{\partial(V, P)} \cdot \frac{\partial(T, S)}{\partial(V, S)} = -\frac{1}{V^2 \alpha_p \alpha_s}. \end{aligned} \quad (3)$$

В формуле (3) детерминант устойчивости определяется через термодинамические коэффициенты механического типа  $\alpha_{p(s)} = (1/V)(\partial V / \partial T)_{p(s)}$ , характеризующие объемное расширение системы при постоянном давлении и при отсутствии теплопереноса соответственно.

**Различные выражения для детерминанта устойчивости**

Известно, что параметр Грюнайзена связан с термодинамическими коэффициентами в основном механической природы [4-7] следующим образом:

$$\gamma_G = \frac{V}{C_v} \alpha_p K_T = -\frac{1}{T \alpha_s}. \quad (4)$$

Используя равенства (3) и (4), детерминант устойчивости может быть записан с использованием параметров ангармонизма:

$$D_s = \frac{T \gamma_G}{V^2 \alpha_p}. \quad (5)$$

Вызывает интерес возможность переопределить детерминант устойчивости через калориметрические коэффициенты [4-8]  $C_v, C_p, l_v, l_p, m_v, m_p$ , которые, в свою очередь, определяются из второго начала термодинамики.

$$\delta Q(x, y) = TdS(x, y) = T \left( \frac{\partial S}{\partial x} \right)_y dx + T \left( \frac{\partial S}{\partial y} \right)_x dy. \quad (6)$$

При этом термодинамические переменные  $(x, y)$  выбираются из множества  $(T, V, P)$ . Последние связаны уравнением состояния

$$f(T, V, P) = 0$$

В этом контексте параметр Грюнайзена [3-8] может быть записан в виде

$$\gamma_G = \frac{V\alpha_p K_T}{C_V} = \frac{V\alpha_p K_S}{C_P} = \frac{V}{T} \cdot \frac{l_V}{C_V} = -\frac{l_T K_T}{TC_V} = \frac{V}{m_V} = \frac{K_S}{m_P}. \quad (7)$$

Здесь наряду с калориметрическими коэффициентами фигурируют также и термодинамические коэффициенты, характеризующие упругие свойства среды:  $K_{T(S)} = -(1/V)(\partial P / \partial V)_{T(S)}$ .

Таким образом, используя (5)-(6), получаем

$$D_S = \frac{TK_T}{VC_V} = \frac{TK_S}{VC_P} = \frac{l_V}{V\alpha_p C_V} = -\frac{l_T K_T}{V^2 \alpha_p C_V} = \frac{T}{V\alpha_p m_V} = \frac{TK_S}{V^2 \alpha_p m_P}. \quad (8)$$

### Выводы

В работе продемонстрировано влияние ангармонизма на устойчивость состояния конденсированной среды через такую характерную в этом контексте величину, как детерминант устойчивости. При этом выделена роль калориметрии. Отметим, что детерминант устойчивости явно зависит от таких термодинамических переменных, как объем и температура. Наряду с этим данный параметр зависит от величин, характеризующих дилатометрические и калориметрические свойства среды. Полученные формулы подчеркивают нелинейность зависимости устойчивости системы от ее механических и тепловых свойств.

### ЛИТЕРАТУРА

1. В.В. Шелест, А.В. Христов, ФТВД, 29, №4, с.73 (2019).
2. Червинский Д.А., Шелест В.В. Применение исчисления внешних дифференциальных форм в термодинамике. Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии» (Минск, 23-27 августа 2021 года). С.113-115.
3. Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В. Связь комплексного ангармонизма с акустикой в изотропной среде в термодинамике устойчивости фазового состояния. Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии» (Минск, 23-27 августа 2021 года). С.238-240.
4. Д.А. Червинский, А.В. Христов, В.В. Шелест ФТВД, 31, №2, с.12 (2021).
5. А.В. Христов, Д.А. Червинский, В.В. Шелест ФТВД, 32, №1, с.78 (2022).
6. А.В. Христов, Д.А. Червинский, В.В. Шелест ФТВД, 32, №2, с.73 (2022).
7. А.В. Христов, Д.А. Червинский, В.В. Шелест Определение параметра Грюнайзена из основного термодинамического калибровочного соотношения. Третья международная конференция «Физика конденсированных состояний» ФКС-2023, Черноголовка, 29 мая-2 июня 2023 г. С. 178.
8. Д.А. Червинский, А.В. Христов, В.В. Шелест, ФТВД, 33 (в печати).

## ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В СПЛАВЕ Fe-18Cr-10Ni

Блинова Е.Н.<sup>1</sup>, Воронов В.Д.<sup>2</sup>, Глезер А.М.<sup>1</sup>, Ишкиняев Э.Д.<sup>2</sup>, Либман М.А.<sup>1</sup>,  
Петровский В.Н.<sup>2</sup>, Томчук А.А.<sup>3,4</sup>, Шурыгина Н.А.<sup>1</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 технический университет им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет), Москва, Россия

<sup>4</sup>Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия

E-mail: blinova\_en@rambler.ru

Одним из направлений решения важнейшей задачи современного физического материаловедения - создание материалов с новыми и новыми сочетаниями физических и механических свойств является использование внешних энергетических воздействий различной природы. Применение таких воздействий к сплавам на основе железа, испытывающих прямое ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) и обратное ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) мартенситные превращения с широким температурным гистерезисом, и, в частности, к сплаву Fe-18Cr-10Ni [1] позволяет формировать метастабильные состояния  $\alpha$  и  $\gamma$ -фаз со свойствами существенно отличающимися от их свойств в равновесном состоянии. Внешние энергетические воздействия можно условно разделить на две группы - деформационные, куда можно отнести мегапластическую деформацию (МПД) вращением в камере Бриджмена [2] и термические - температурная обработка лазерным излучением непрерывного действия (ЛО) [3]. В настоящей работе проведено изучение влияния ЛО образцов, прошедших предварительно МПД в камере Бриджмена на структурно-фазовое состояние сплава Fe-18Cr-10Ni аустенитно-мартенситного класса. Для проведения исследований был выбран сплав следующего химического состава, % (масс.): <0,02 C; 18,31 Cr; 9,65 Ni; 0,30 Si; 0,03 Mn; < 0,01 P; < 0,01 S., для которого температура прямого мартенситного превращения лежит ниже 0°C. Образцы, на которых проводилась МПД в камере Бриджмена и последующая ЛО, имели форму дисков диаметром 8,0 и толщиной 0,2 мм и были изготовлены из однофазных горячедеформированных листов. Образцы были подвергнуты МПД кручением при 293 K на число полных оборотов подвижной наковальни  $N = 0,5-8,0$  при квазигидростатическом давлении  $P = 6$  ГПа и скорости вращения 1об/мин. Значение истинной логарифмической деформации  $\epsilon$  изменялось в пределах 3,3-6,1. Для проведения ЛО использовалось технологическое оборудование, описанное ранее в работе [4]. Основная проблема равномерного нагрева при лазерной обработке заключается в том, что стандартные оптические системы формируют неравномерное распределение интенсивности в пятне, а имеют гауссов профиль. На расстоянии от центра пучка, равном радиусу пятна, интенсивность уменьшается в  $1/e^2$  раз по сравнению с ее величиной в максимуме. В связи с этим в центре области воздействия наблюдается значительный перегрев по сравнению с периферийными участками (рис.1).

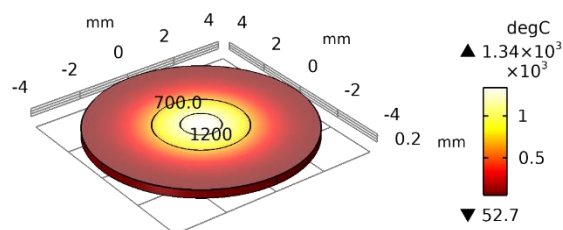


Рисунок 1 – Температурное поле на поверхности образца, при обработке гауссовым пучком диаметром 5 мм и мощностью 1300 Вт через 0.05 секунд после включения лазера.

Второй факт, усугубляющий более сильный прогрев в центре и недогрев по краям, - это распространение тепла в материале. При попадании излучения в центр, тепло может диффундировать только вглубь образца, так как вокруг находится материал, нагретый до таких же температур. А по краям распространение может происходить не только вглубь, но и в стороны, вследствие чего эти части быстро охлаждаются, и образец нагревается неоднородно (рис.2). Чтобы это предотвратить, на края области воздействия нужно подавать большую энергию, чем в центр.

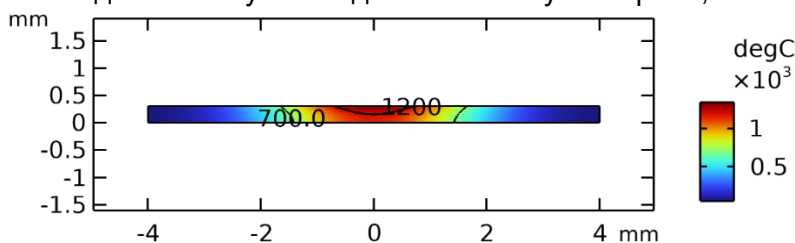


Рисунок 2 – Распределение температуры в диаметральном сечении при обработке гауссовым пучком.

Для устранения этих недостатков используются различные методы по изменению распределения интенсивности в пятне. В данной работе использовался метод обработки поверхности с помощью сканирования. При использовании высокочастотных колебаний, благодаря инерции теплопередачи, можно получить аналог стационарного «псевдопятна» с заданным распределением интенсивности, зависящим от параметров и траектории колебаний. Так как необходимо было обработать образцы, имеющие форму круга, то была выбрана траектория сканирования, описываемая фигурой Лиссажу с равными амплитудами колебаний и разностью фаз  $\pi/2$  (т.е. по окружности). Как видно из рис.3 и 4 материал в таком случае нагревается значительно более равномерно.

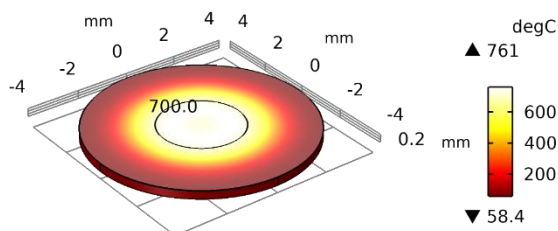


Рисунок 3 – Температурное поле на поверхности образца при обработке пучком через 0.1с после включения лазера.

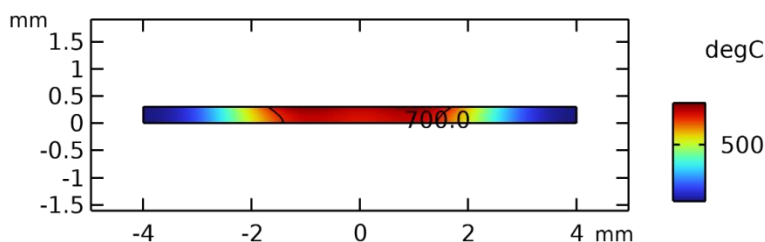


Рисунок 4 – Распределение температуры в диаметральном сечении при обработке пучком диаметром 3 мм при колебаниях луча по окружности с частотой 200 Гц, амплитудой 3 мм и мощностью 666 Вт.

Вследствие очень малого времени воздействия и малых размеров образцов измерить температуру тепловизором или термопарами не представляется возможным, поэтому температура при экспериментальной обработке оценивалась по цветам побежалости для нержавеющей стали до появления синего цвета, что соответствует  $\sim 700^\circ$ . В результате были выбраны оптимальные параметры обработки: мощность 433 Вт, диаметр пятна 3 мм, амплитуда 3 мм, время 0.05 с, частота 200 Гц.

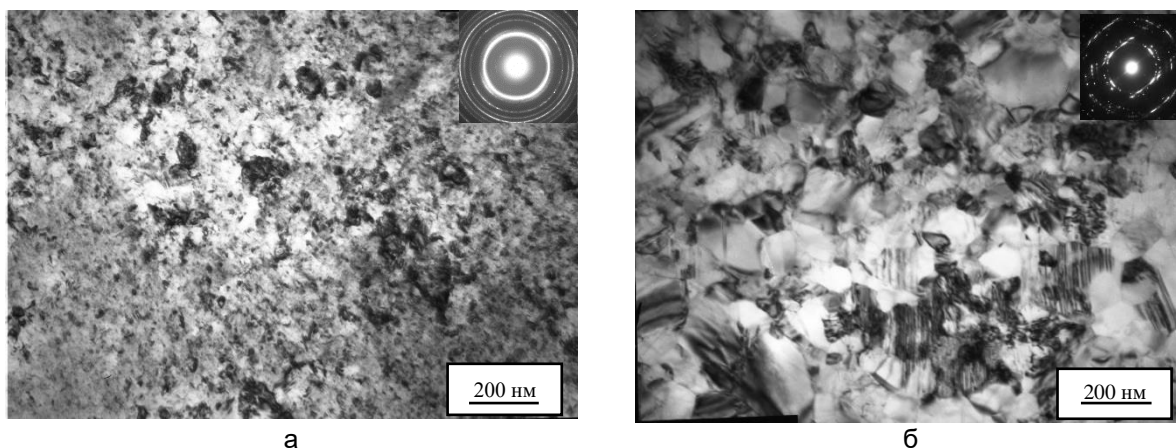


Рисунок 5 – Электронно-микроскопические изображения микроструктуры образца после МПД при N=8 в камере Бриджмена (а) и после МПД при N=8 + ЛО (б).

Методом просвечивающей электронной микроскопии исследована микроструктура образцов, полученных методом МПД в камере Бриджмена, с последующей ЛО (рис.5). Установлено, что после МПД с N=8,0 микроструктура образцов является достаточно однородной, при этом размер фрагментов мартенсита не превышает 50нм (рис.5а). После ЛО микроструктура образцов также является достаточно однородной и представляет собой мелкие рекристаллизованные зерна аустенита размером от 0.05 до 0.2 мкм. Наблюдались зерна как с высокой плотностью дислокаций, большим количеством дефектов упаковки и двойников, так и зерна свободные от дефектов. Повышение предела прочности связано со сверхбыстрым нагревом мартенсита в области  $\alpha \rightarrow \gamma$  - превращения, результатом которого является измельчение зерна образующегося аустенита и избыточная концентрация дефектов (высокая плотность дислокаций, большое количество дефектов упаковки и двойников), возникающих вследствие больших термических напряжений и (или) наследуемых от исходной деформированной  $\alpha$ -фазы.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Э. Гудремон. Специальные стали. Т. 1 //М. Metallurgizdat. 1959. 952с.
- [2] П. Бриджмен Физика высоких давлений //М. ОНТИ. 1935.402с.
- [3] У. Дьюли Лазерная технология и анализ материалов. //М. Мир. 1986. 504с.
- [4] Е. Н. Блинова, В. Д. Воронов, А.М. Глезер, Э.Д.Ишкиняев, М. А. Либман, А.В. Осинцев, В.Н. Петровский, Н.А.Шурыгина. //МиТОМ. 2023. №5. С. 18-23.



## (Y-Bi) ФЕРРИТ-ГРАНАТ С ЗАМЕЩЕНИЕМ ЖЕЛЕЗА ГАЛЛИЕМ: СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

Тарасенко Т.Н., Ковалев О.Е., Грибанов И.Ф., Головчан А.В.

ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», Донецк, Россия  
e-mail: t.n.tarasenko@mail.ru

В сложных тройных оксидных соединениях, таких как ферриты-гранаты  $M_3Fe_5O_{12}$  (Y или редкоземельный элемент), возможны изоморфные замещения ионов, что позволяет варьировать их функциональные характеристики в широком диапазоне замещений для создания новых магнитных материалов с заданными свойствами. Ферриты-гранаты, специально легированные висмутом, представляют собой класс магнитооптических материалов со свойствами мультиферроиков [1]. Обладая значительным эффектом Фарадея, эти материалы успешно используются в магнитооптических устройствах, что и определяет высокую актуальность их всестороннего изучения.

Несмотря на то, что в гранатах запрещена магнитоэлектрическая (МЭ) связь из-за наличия в их кубической структуре центра симметрии, в пленках ферритов-гранатов с частичным замещением катионов в разных подрешетках наблюдается линейный МЭ-эффект [2]. В работе [3] показано, что неравномерное распределение катионов влияет на кубическую симметрию и, в принципе, может приводить к возникновению МЭ-связи и электрической поляризации. Авторами [4] установлено влияние подложки на МЭ-эффект пленок висмутового феррита-граната с замещением редкоземельными (РЗ) элементами. Следует отметить, что практически во всех экспериментальных наблюдениях МЭ-связи в ферритах-гранатах использовались образцы, содержащие в додекаэдрической подрешетке ионы  $Bi^{3+}$ .

Кристаллическая структура граната принадлежит кубической сингонии (пространственная группа -  $O^h_{10}$  ( $Ia\bar{3}d$ )). Большинство ферритов-гранатов  $M_3Fe_5O_{12}$  являются трехподрешеточными ферримагнетиками: ионы М (Y и РЗ) металлов находятся в додекаэдрических **c**-позициях, образуя **c**-подрешетку; ионы  $Fe^{3+}$  занимают как октаэдрические **a**-узлы, так и тетраэдрические **d**-узлы, при этом 16 ионов  $Fe^{3+}$  формируют **a**-подрешетку, а 24 иона  $Fe^{3+}$  - **d**-подрешетку. Поскольку магнитные моменты **a**- и **d**-подрешеток направлены противоположно друг другу, результирующий магнитный момент направлен в сторону **d**-подрешетки с большим числом ионов  $Fe^{3+}$ . Если подрешетка **c** содержит магнитные ионы (например,  $Gd^{3+}$ ), то ее магнитный момент направлен антипараллельно результирующей Fe-подрешетке [5].

При одинаковой валентности (+3) висмута и иттрия строение их внешних электронных оболочек существенно различается. В отличие от иона  $Y^{3+}$  ион  $Bi^{3+}$  имеет на внешней электронной оболочке изолированную стереохимически активную пару  $6s^2$ -электронов, чем объясняются его необычные свойства. Для внедренных ионов висмута характерна тенденция к гибридизации своих  $6s^2$ -орбиталей с  $2p^6$ -орбиталями ионов кислорода. Это может вызвать изменение геометрии связей Bi-O и, как следствие, смещение ионов кислорода, через которые осуществляется косвенный обмен между ионами  $Fe^{3+}$ . Возникшие при этом локальные искажения кристаллической структуры могут привести к исчезновению центра симметрии в  $Y_3Fe_5O_{12}$  при замещении ионов  $Y^{3+}$  ионами  $Bi^{3+}$  и появлению МЭ-эффекта.

Ионный радиус  $Bi^{3+}$  намного больше, чем ионный радиус  $Y^{3+}$ :  $R(Bi^{3+}) = 1.03 \text{ \AA}$ ,  $R(Y^{3+}) = 0.87 \text{ \AA}$ , поэтому замещение  $Y^{3+}$  на  $Bi^{3+}$  в  $Y_3Fe_5O_{12}$  приводит к сильному искажению **c**-подрешетки, а значит, и к деформации кристаллической решетки граната. Вследствие этого фаза полностью замещенного висмутом феррита-граната  $Bi_3Fe_5O_{12}$  является термодинамически нестабильной. Полностью замещенный  $Bi_3Fe_5O_{12}$  может быть синтезирован только в форме монокристаллической пленки. Однако получение тонких пленок (Bi-Y)-феррита-граната вызывает сомнения в однофазности их состава, т.к. рентгенодифракционные исследования проявляют только от 1-го до 3-х рефлексов, характерных для структуры граната. Для получения

однофазных поликристаллических образцов Bi-замещенного  $Y_3Fe_5O_{12}$  и для стабилизации структуры граната в состав следует вводить катионы с малым радиусом, замещающие катионы железа в *a*- или *d*-позициях [6]. Замещение  $Fe^{3+}$  немагнитными катионами  $Ga^{3+}$ , ионный радиус которого ( $R(Ga^{3+}) = 0.620 \text{ \AA}$ ) меньше ионного радиуса железа ( $R(Fe^{3+}) = 0.645 \text{ \AA}$ ) может не только компенсировать в той или иной степени искажения структуры граната, внесенные ионами  $Bi^{3+}$ , но и повлиять на магнитные, резонансные, диэлектрические и транспортные свойства гранатов  $(Bi-Y)_3(Fe-Ga)_5O_{12}$ .

Объемные однофазные поликристаллические образцы Bi- и Ga-замещенного феррита-граната иттрия  $Y_3Fe_5O_{12}$  получены модифицированным методом сжигания геля с использованием этиленгликоля [7]. Кристаллическую структуру и фазовый состав полученных образцов определяли рентгенографическим методом на дифрактометре DRON-1,5 в *Cu K $\alpha$* -излучении. Положение дифракционных рефлексов на рентгенодифрактограммах соответствует кубической структуре граната (Рис.1). Микроструктурные исследования выявили зависимость среднего размера зерна  $d_{cp}$  от режима синтеза: с ростом температуры и времени выдержки размер зерна  $d_{cp}$  увеличивается от 170 нм при 780°C (5 ч) до 500 нм при 1000°C (12 ч). В [8] показано, что распределение ионов заместителей по подрешеткам YIG зависит от их размеров.

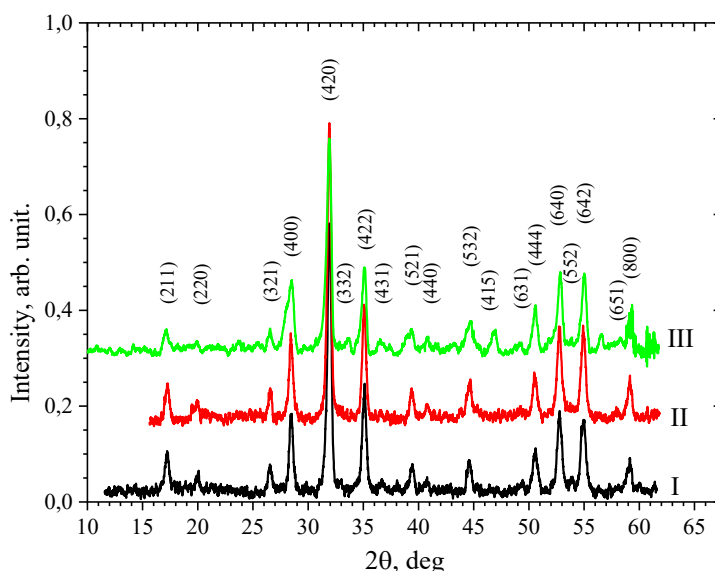


Рисунок 1 – Рентгенодифрактограммы поликристаллических образцов  $Y_{1.8}Bi_{1.2}Fe_{3.5}Ga_{1.5}O_{12}$ , синтезированных методом сжигания геля в разных режимах отжига: *a* – 780°C, 5 ч (I); *б* – 780°C, 12 ч (II); *в* – 1000°C, 12 ч (III).

В структуре  $Y_3Fe_5O_{12}$  тетраэдрические узлы имеют меньший объем, чем октаэдрические (расстояние  $Fe^{3+}-O^{2-}$  в YIG равны соответственно 1.88 Å (*d*) и 2.00 Å [*a*]). Если ионный радиус иона-заместителя меньше ионного радиуса  $Fe^{3+}$ , то этот ион предпочитает занимать узлы с 4х-кратной координацией - (*d*)- узлы [8]. Поскольку размер иона  $Ga^{3+}$  меньше размера  $Fe^{3+}$ , то в феррите-гранате ионы  $Ga^{3+}$  замещают ионы  $Fe^{3+}$  в тетраэдрических (*d*) узлах. Из этого следует, что результирующая намагниченность в  $Y_3Fe_5O_{12}$  должна уменьшаться при замещении ионов  $Fe^{3+}$  в *d*-подрешетке немагнитными ионами  $Ga^{3+}$ .

Исследования удельной намагниченности проводились с помощью магнитных крутильных весов типа Доменикали [7]. Температурные и полевые зависимости удельной намагниченности поликристаллического образца граната  $Y_{1.8}Bi_{1.2}Fe_{3.5}Ga_{1.5}O_{12}$  в диапазоне температур  $77K \leq T \leq 400K$  показаны на Рис. 2. Практическое совпадение зависимостей  $M(T)$  (при  $H=9.7 \text{ kOe}$ ) в цикле «нагрев–охлаждение» (Рис. 2,а) свидетельствует о том, что переход образца из магнитоупорядоченного в парамагнитное состояние является фазовым переходом II рода  $T_C=350K$ . Форма зависимостей  $M(H)$  при температурах 100 K, 184 K и 243 K (Рис. 2,б) свидетельствует о ферромагнитном упорядочении. При  $H=6 \text{ kOe}$  все зависимости выходят на насыщение:

$M_S$ (при  $T=243\text{ K}$ )=1.84 emu/g,  $M_S$  (при 184 K) = 2.72 emu/g и  $M_S$ (при 100 K)=3.83 emu/g. Намагниченность насыщения полученного граната меньше, чем у  $Y_3Fe_5O_{12}$ , что подтверждает замещение ионов  $Fe^{3+}$  ионами  $Ga^{3+}$  именно в тетраэдрических (**d**) узлах.

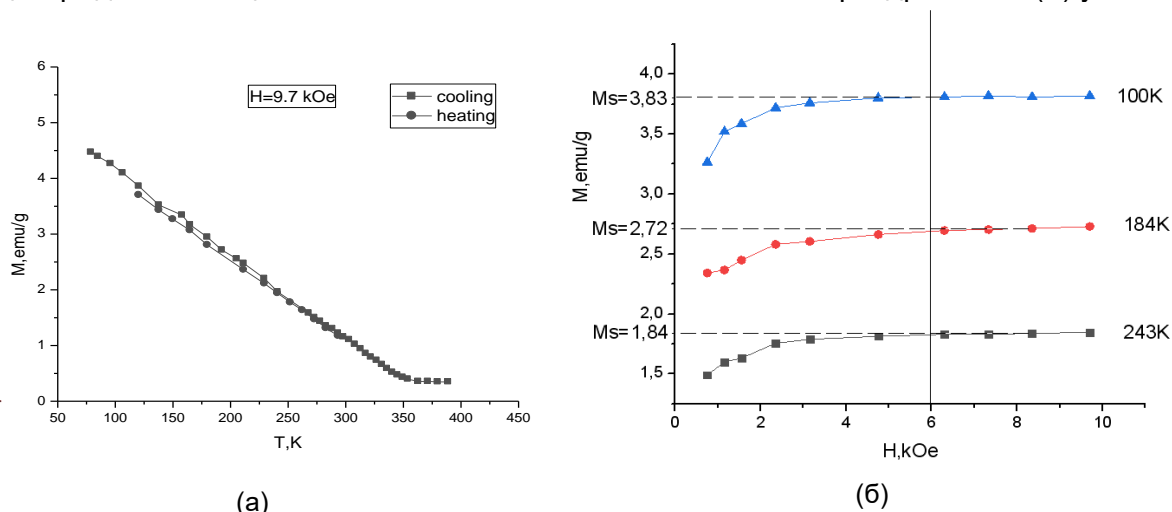


Рисунок 2 – Зависимости удельной намагниченности поликристаллического образца граната  $Y_{1.8}Bi_{1.2}Fe_{3.5}Ga_{1.5}O_{12}$  от температуры в поле  $H=9.7\text{ kOe}$  (а) и от поля (б).

Сочетание магнитоэлектрических и магнитооптических свойств в  $(Bi-Y)_3(Fe-Ga)_5O_{12}$  может быть весьма полезным в создании устройств спинтроники и высокоэффективных магнитооптических устройств.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. А.П. Пятаков, А.К. Звездин, УФН 182, № 6, 593 (2012).
2. A.S. Logginov, G.A. Meshkov, A.V. Nikolaev, E.P. Nikolaeva, A.P. Pyatakov and A.K. Zvezdin, Appl. Phys. Lett. 93, N 18,182510 (2008).
3. A.I. Popov, D.I. Plokhov, and A.K. Zvezdin, Phys. Rev., 90, 214427 (2014).
4. С.С. Аплеснин, А.Н. Масюгин, М.Н. Ситников, Т. Ишибаши, Письма в ЖЭТФ, 110, Вып. 3, 204 (2019).
5. М.И. Куркин, Е.А. Туров, ЯМР в магнитоупорядоченных веществах и его применения, Наука, Москва (1990).
6. M.N. Smirnova, G.E. Nikiforova, L.V. Goeva, N.P. Simonenko, Ceramics International, 45, 4509 (2019).
7. Т.Н. Тарасенко, О.Е. Ковалев, З.Ф. Кравченко, И.Ф. Грибанов, В.В. Бурховецкий, В.И. Михайлов, О.Н.Потапская, А.В. Головчан, ФТВД 32, № 3, 53 (2022).
8. M.A. Gilleo, S. Geller, Phys.Rev. 110, 73 (1958).

## **ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЯ**

**Ежов А.Д., Киселёв В.П., Быков Л.В., Котович И.В.**

*Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия*

Современная аэрокосмическая техника широко использует аддитивные технологии для производства металлических деталей. Они позволяют изготавливать детали штучно или небольшими партиями, что может быть экономически выгоднее, чем традиционное литье. Кроме того, аддитивные технологии дают возможность изготавливать менее материалоемкие конструкции и создавать детали сложных геометрических форм, что может привести к снижению массы изделия и достижению оптимальных прочностных свойств. Основными типами аддитивных технологий являются селективное сплавление металлического порошка и наплавление проволоки. В работе рассматриваются аддитивные материалы, созданные селективным сплавлением. Эти технологии основаны на послойном нанесении металлического порошка и его выборочном сплавлении точечным подводом энергии. Однако, из-за различия параметров нанесения порошка и прохождения луча возникает анизотропия свойств получившегося материала.

Исследования показывают, что аддитивные материалы обладают анизотропией механических свойств. Это связано с тем, что они часто используются в конструкционных задачах, и анизотропия является нежелательным свойством. Анизотропия механических свойств связана с дефектами структуры металла, которые появляются из-за различных условий кристаллизации металла в ванне расплава. Установлено, что зёрна имеют свойство ориентироваться вдоль градиента температуры при кристаллизации, что может приводить к увеличению анизотропии. Для уменьшения анизотропии рекомендуется поддерживать минимальный градиент температуры при охлаждении заготовки. Также выявлена связь между плотностью энергии лазерного луча и фазовым составом аддитивного сплава.

Другая причина анизотропии структуры аддитивных металлов - дефекты сплавления порошка, которые образуются из-за недостаточной мощности лазерного или электронного луча. Дефекты сплавления ориентируются в плоскостях, параллельных плоскостям сплавления. Для уменьшения данного эффекта предлагается подбор оптимальных режимов построения и последующая термическая обработка детали.

Исследования также показывают, что свойства зёрен и скорость сканирования могут влиять на теплопроводность аддитивных материалов. Границы между зёрнами создают дополнительное термическое сопротивление, а дефекты сплавления также вносят свой вклад. Для уменьшения анизотропии теплопроводности предлагается подбор оптимальных режимов построения и последующая термическая обработка детали.

Таким образом, анизотропия является характерной особенностью аддитивных материалов, которая может быть уменьшена с помощью правильного выбора режимов построения и термической обработки. Дальнейшие исследования необходимы для выявления связи между анизотропией теплопроводности и другими свойствами материалов, важными для конструкционных задач.

Для экспериментального определения значений коэффициентов теплопроводности в направлениях параллельно и перпендикулярно направлению построения для основных видов аддитивных сплавов, применяемых в аэрокосмической технике, необходимо изготовление пар образцов, изготовленных на одинаковых режимах из одного и того же порошка, различающиеся только ориентацией слоёв печати. Дальнейшей целью работы является обобщение экспериментальных данных и выработка рекомендаций для производства изделий по методу аддитивных технологий с заранее заданной анизотропией теплопроводности.

Материалы, используемые в данной работе, включают:

- нержавеющие стали (12X18H10T, 316L, CL 20ES), применяемые для изготовления конструктивных элементов летательных аппаратов и двигателей;
- жаропрочные сплавы на основе никеля (Inconel 718, Inconel 939, CM247LC, ЭП648ПС, ЭП741НП), используемые для изготовления лопаток турбин;
- литейные алюминиевые сплавы, например AlSi10Mg с добавками меди, циркония и церия, или сплав АК9ч;
- сплавы на основе титана, например, BT6, Ti-6Al-4V, CL41 Ti (Ti6Al4V), применяемый для изготовления лопаток компрессора;
- бронзы, такие как БрХ0.8 или Cu-10Sn, отличающиеся высокой теплопроводностью и антифрикционными свойствами.

В рамках работы используется экспериментальная установка, предназначенная для определения коэффициента теплопроводности материала испытуемого образца в одном направлении методом стационарного теплового потока. Установка состоит из основания, рамы, нагревателя, холодильника, системы охлаждения, термопар и тензодатчика. Нагреватель представляет собой цилиндр диаметром 30 мм из меди, а холодильник – цилиндр диаметром 29,5 мм из меди. Для дополнительных измерений температуры на исследуемый образец устанавливаются две термопары. Верхний и нижний эталонные медные цилиндры изготовлены из высокоочищенной меди с содержанием примесей до 0,01%. Обработка экспериментальных данных проводится в программе MS Excel.

## НОВЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Петухов И.Д., Колчин А.А., Милейко С.Т.

Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка,  
Россия, petukhov@issp.ac.ru

Композиты с металлической матрицей являются перспективными материалами, которые могут заменить металлические сплавы и углепластики, используемые во многих технических сферах, в том числе для внедрения в конструкции авиационной и ракетно-космической отраслей. Перспективными кандидатами на эту роль являются угле-титановые композиты [1,2].

Разработана схема получения композитов, армированных непрерывным углеволокном, в роли матрицы выступает титан (или сплав на его основе), но помимо этого используется промежуточная матрица, имеющая меньшую, по сравнению с титаном, температуру плавления. Схема сборки заготовки композитного образца представлена на Рис.1а. В роли основной матрицы выступали фольги титановых сплавов ВТ-16 и ВТ1-0, в роли промежуточной эвтектика Ti-Ti<sub>2</sub>Ni с температурой плавления около 950°C, прекурсором для которой служила смесь порошков титана в весовом соотношении 72:28. Схема технологического режима – на Рис. 1б. В ходе получения угле-титановых композитов по основной схеме образцы сначала нагреваются до требуемой температуры, затем выдерживаются определенное время, после чего к образцу прикладывается нагрузка. На заключительном этапе происходит охлаждение образца.

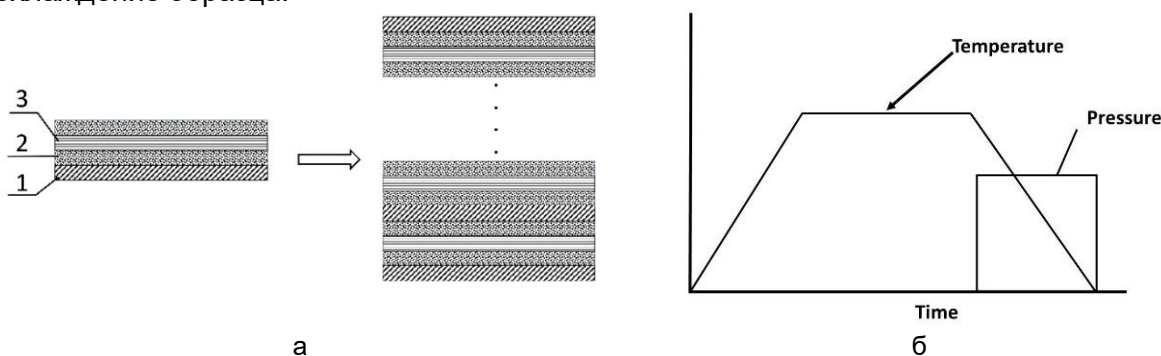


Рисунок 1 – (а) Схема сборки заготовки композитного образца. 1: Основная матрица (слой фольги толщиной 85 мкм). 2: Прекурсор промежуточной матрицы. 3: Волоконный слой.  
(б) Схема технологического режима [3].

В ходе отработки режимов получения угле-титановых образцов был изготовлен и исследован безволоконный композит, состоящий из слоёв титана, и материала промежуточной матрицы упоминаемого ранее композита. Полученные результаты показали (пример – на Рис. 2), что созданный безволоконный материал может выступать в роли самостоятельного композита и иметь своё собственное применение.

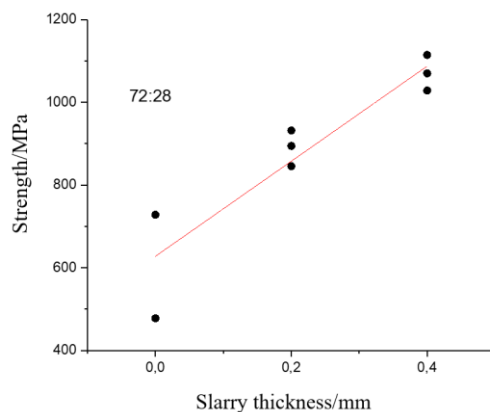


Рисунок 2 – Зависимость прочности безволоконного композита от толщины исходного слоя шликера.

**Работа поддержана Российским научным фондом, проект № 23-19-00419.**

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. С.Т. Милейко, Антони Келли и Композиты сегодня – Часть 2: Композиты с металлической матрицей, Композиты и Наноструктуры, 2021, т. 13, № 3-4, 59-107.
2. S. Mileiko, Carbon-fibre/metal-matrix composites: A review, Journal of Composites Science, 2022, 6, 297. <https://doi.org/10.3390/jcs6100297>
3. Милейко С.Т., Колчин А.А., Галышев С.Н., Прокопенко В.М., Никонович М.Ю., Мактыбеков Б., Новые композиты с металлической матрицей в Институте физики твердого тела РАН, Композиты и Наноструктуры, 2020, N 3, 88-100.

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ  
СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА СИСТЕМЫ Ni-Mn-In-Co**

**Гайфуллин Р.Ю., Мусабилов И.И.**

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия  
gaifullin\_1998@bk.ru*

Сплавы Гейслера на основе системы Ni-Mn привлекают широкое внимание исследователей благодаря наличию ферромагнитного эффекта памяти формы (ФЭПФ) [1], магнитокалорического эффекта (МКЭ) [2], эластокалорического эффекта (ЭКЭ) [3] и др. Наиболее актуальным является магнитокалорический эффект как наиболее перспективный с точки зрения практического применения сплавов в качестве твердотельного хладагента в магнитных рефрижераторах. Но основным препятствием для практической реализации таких установок является очень низкая механическая прочность сплавов Гейслера. При термоциклировании в интервале температур мартенситного превращения под действием напряжений образец сплава разрушается. Известно, что повышение механических свойств материала наиболее эффективно достигается за счет деформационно-термической обработки (ДТО). Однако в случае со сплавами Гейслера необходимо учитывать, что обработка может значительно уменьшить величину функциональных эффектов. Поэтому структура сплава после ДТО должна отличаться не только повышенной прочностью, но и достаточной величиной функционального эффекта. Ранее авторами уже было показано значительное увеличение циклической прочности сплава системы Ni-Mn-Ga-Si [4]. Следует отметить, что для наиболее эффективной ДТО важно, чтобы структура сплава была однофазной и равноосной.

В данной работе представлены результаты влияния термической обработки на микроструктуру поликристаллического сплава системы Ni-Mn-In-Co с составом: Ni<sub>44,8</sub>Mn<sub>36,4</sub>In<sub>13,7</sub>Co<sub>5,1</sub>. Выполнено сравнение микроструктуры сплава в двух структурных состояниях: состояние 1 – после аргоно-дуговой выплавки (АДП), состояние 2 – после гомогенизационного отжига при 900°C в течение 24 часов с последующей закалкой в воду (ГО900+ЗАК).

Показано, что после выплавки методом аргоно-дуговой плавки структура сплава Ni<sub>44,8</sub>Mn<sub>36,4</sub>In<sub>13,7</sub>Co<sub>5,1</sub> при комнатной температуре характеризуется неравновесным состоянием. Кроме основной матричной фазы присутствует значительное количество вторичной фазы обогащенной Co, в виде цепочки, лежащей по границе и в теле зерен. Деформационно-термическая обработка такой структуры является нецелесообразной. В результате деформации при повышенной температуре возможно перераспределение элементного состава, что приведет к изменению температур фазовых превращений, отвечающих за функциональные свойства. Гомогенизационный отжиг приводит к частичному растворению Co. Вторичная фаза приобретает форму частиц толщиной 2 мкм и длиной до 10 мкм. При этом, закаленное состояние демонстрирует меньшее содержание вторичной фазы. В целом такую структуру можно рассмотреть, как однофазное состояние и дальнейшая деформационно-термическая обработка является потенциально возможной.

**ЛИТЕРАТУРА**

- 1.R. Chulist, E. Pagounis, P. Czaja, N. Schell, H.-G. Brokmeier. Adv. Eng. Mater., 23, 2100131 (2021).
- 2.Yu.S. Koshkidko, E.T. Dilmieva, A.P. Kamantsev, J. Cwik, K. Rogacki, A.V. Mashirov, V.V. Khovaylo, C. Salazar Mejia, M.A. Zagrebina, V.V. Sokolovskiy, V.D. Buchelnikov, P. Ari-Gur, P. Bhale, V.G. Shavrov, V.V. Koledov. J. Alloys and Comp., 904, 164051 (2022)
- 3.T. Cao, H. Xuan, S. Liu, L. Wang, Z. Xie, X. Liang, F. Chen, P. Han, D. Wang, Y. Du. Intermetallics. 112, 106529 (2019)
- 4.Musabirov I.I., Safarov I.M., Galeyev R.M., Afonichev D.D., Gaifullin R.Y., Kalashnikov V.S., Dilmieva E.T., Koledov V.V., Taskaev S.V., Mulyukov R.R. Trans. Indian. Inst. Met. 74, 2481 (2021).



## АКТИВАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ И НАПРАВЛЕННОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЕРОВСКИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ

Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Хабарова И.А.

ФГБУН Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова Российской академии наук (ИПКОН РАН), Москва, Россия, [bunin\\_i@mail.ru](mailto:bunin_i@mail.ru)

Российская доля в мировом производстве концентрата  $TiO_2$  составляет лишь 0.4% (2018–2020 гг) при том, что на РФ приходится 15% мировых запасов титана. Только в Мурманской области расположены три месторождения титаномагнетитовых руд — Колвицкое, Пудожгорское и Африканда, в которых сосредоточены значительные запасы титана, редких (Nb, Ta) и редкоземельных металлов [1]. Титан, как основной полезный компонент руд, содержится в перовските и титаномагнетите (Африканда).

*Перовскит* (титанат кальция,  $CaTiO_3$  – идеальная формула,  $(Ca, REE, Na)(Ti, Nb)O_3$  – химический состав [2]) – минерал из общей (обширной) группы перовскита, объединяющей природные и синтетические соединения с упрощенной формулой  $ABX_3$  (где X-позицию могут занимать такие анионы как  $O^{2-}$ ,  $F^-$ ,  $Cl^-$ ,  $Br^-$ ,  $I^-$ ,  $(OH)^-$ -группы и другие анионы), кристаллизующиеся в структурном типе перовскита. Минералы группы перовскита – небольшая группа аксессуарных минералов с общей формулой  $ABO_3$ , где позицию A занимают основные видообразующие катионы Ca, Sr, Pb, Ce, La, Nd, Pr, Na, K, Th, U; позицию B – Ti, Nb, Fe, Ta, Zr, также в составе присутствуют изоморфные примеси Al, Si, Mg и Mn [2]. Перовскит парамагнетик, обладает полупроводниковыми свойствами, ширина запрещенной зоны  $E_g \approx 1.2-4$  эВ [3], тип проводимости – n, удельная электропроводность  $10^{-7}$  (Ом·см) $^{-1}$ ; плотность 3.9–4.2 г·см $^{-3}$ , твердость по Моосу 5.5–6 [4].

Основная сложность получения высококачественных перовскитовых концентратов при высоком извлечении перовскита обусловлена близкими технологическими свойствами перовскита, кальцита и оливина. Ионизирующие воздействия (ускоренные электроны, нейтроны, гамма-лучи, и др.) оказывают влияние на механические, физические, и физико-химические свойства минералов [4]. Применение высокоэнергетических воздействий [5, 6] в процессах переработки труднообогатимого минерального сырья позволяет повысить эффективность предварительных операций (измельчение руд и вскрытие вкрапленных минеральных комплексов), усилить контрастность физико-химических и флотационных свойств минералов для последующей их сепарации при флотации за счет образования на минеральной поверхности гидрофобных и гидрофильных микро- и наночастиц.

В докладе представлены экспериментальные данные о влиянии нетеплового воздействия мощных наносекундных электромагнитных импульсов (МЭМИ [6]) на структурное состояние и морфологию поверхности, микротвердость, электрокинетический потенциал, краевой угол смачивания, сорбционную и флотационную активность перовскита месторождения Африканда с целью улучшения показателей флотации комплексных перовскито-титаномагнетитовых руд.

**Материалы и методики исследований.** Исследования проводили на образцах в виде кристаллов и частиц (зерен) неправильной формы, выделенных из штуфов перовскитовой руды месторождения Африканда, и аншлифов толщиной ~4.5 мм. Химический состав и содержание примесей в пробе перовскита, мас. %:  $TiO_2$  – 48.00; CaO – 35.50;  $SiO_2$  – 5.41;  $Fe_2O_3$  – 1.62; Nb – 0.88 (содержание минорных примесей не указано).

Электромагнитную импульсную обработку минеральных проб проводили при следующих параметрах МЭМИ: фронт, длительность и амплитуда импульсов выходного напряжения составляли ~5–8 нс, 30–50 нс и 70 кВ соответственно; напряженность электрического поля и плотность тока в межэлектродном промежутке длиной 7 мм –  $10^7$  В·м $^{-1}$  и  $\sim 10^{11}$  А·м $^{-2}$  соответственно, частота повторения наносекундных импульсов 375 Гц; диапазон изменения времени обработки образцов –

$t_{обр.}=10-150$  с. Для повышения эффективности электроимпульсного воздействия измельченные пробы перовскита увлажняли дистиллированной водой в отношении  $T:Ж=5:1$ . В процессе обработки образцов между поверхностью активного электрода генератора импульсов и верхним слоем минеральных частиц оставался воздушный зазор  $\sim 0.1-0.2$  мм, что приводило к развитию высоковольтного импульсно-периодического разряда в атмосферном воздухе.

Морфологию и химический состав поверхности зерен перовскита изучали методами аналитической электронной микроскопии (РЭМ–РСМА). Микротвердость аншлифов определяли по методу Виккерса ( $HV$ , МПа; микротвердомер ПМТ-3М); нагрузка на индентор – 100 г, время нагружения – 10–15 с. Для определения электрокинетического потенциала ( $\zeta$ -потенциал, мВ) минеральных частиц размером  $\leq 50$  мкм использовали прибор Microtrac Zeta Potential Analyzer. Краевой угол смачивания ( $\Theta^\circ$ ) поверхности аншлифов до и после обработки МЭМИ измеряли методом лежащей (“покоящейся” на плоскости) капли дистиллированной воды диаметром 2–3 мм с использованием цифрового оптического микроскопа и анализатора изображений ImageJ со специальными плагинами DropSnake и LB-ADSA [7]. Методики проведения спектроскопических исследований (ИКФС), определения адсорбции комплексообразующего флотационного реагента (каприлгидроксамовой кислоты) на поверхности частиц минералов редких металлов и их флотационной активности представлены в [8].

**Результаты и их обсуждение.** В исходном (до обработки МЭМИ) состоянии микродефекты структуры поверхности перовскита представлены, в основном, сложными, извилистыми границами между минеральными фазами, образованными некристаллографическими плоскостями, а также щелевидными полостями и микротрещинами в перовскитовой матрице. По данным РЭМ–РСМА, в результате воздействия МЭМИ происходило разрушение структуры перовскита, модифицирование отдельных областей (рис. 1а) и разупрочнение поверхности исследуемых образцов: отмечено формирование глубоких параллельных трещин (рис. 1б), являющихся, по всей видимости, следствием полисинтетического двойникования, характерного для кристаллов перовскита. Также часто наблюдались участки поверхности, образованные субпараллельными пирамидальными выступами (рис. 1в). Установлено монотонное снижение микротвердости перовскита с увеличением времени электромагнитной импульсной обработки с 930 МПа в исходном состоянии до 625 МПа при  $t_{обр.}=150$  с, т. е.  $\Delta HV_{max}=33\%$ ; в результате кратковременных импульсных воздействий ( $t_{обр.}=30$  с,  $HV=745$  МПа) относительное изменение (уменьшение) микротвердости составило  $\Delta HV=20\%$ .

Электрокинетический потенциал и краевой угол смачивания  $\square$  поверхности перовскита изменялись нелинейно (немонотонно) от  $t_{обр.}$ . В результате кратковременной ( $t_{обр.}=10-50$  с) обработки образцов МЭМИ происходило последовательное уменьшение отрицательных значений  $\zeta$ -потенциала от  $-85.5$  мВ ( $t_{обр.}=0$  с) до  $-84$  мВ и  $-77$  мВ при  $t_{обр.}=10$  и 50 с соответственно. Краевой угол при смачивании водой поверхности минеральных аншлифов повышался с  $75^\circ$  ( $t_{обр.}=0$  с) до  $80.5^\circ$  при  $t_{обр.}=30$  с.

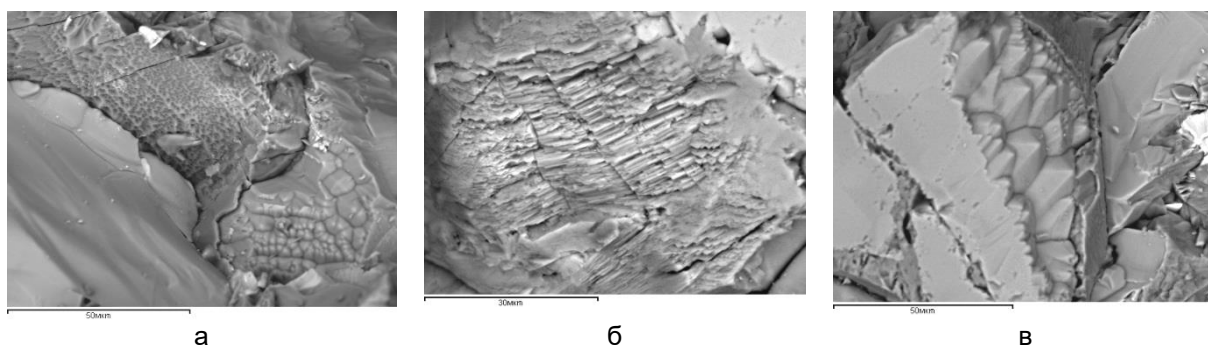


Рисунок 1 – Поверхность перовскита после воздействия МЭМИ ( $t_{обр.}=50$  с). РЭМ; масштабные линейки: (а) 50, (б) 30, (в) 50 мкм

По всей видимости, уменьшение отрицательных значений  $\zeta$ -потенциала и повышение гидрофобности поверхности перовскита в результате кратковременных ( $t_{\text{обр.}} = 10 - 30$  с) импульсных воздействий обуславливают улучшение сорбционных и флотационных свойств минерала. В ИК-спектрах образца в исходном состоянии ( $t_{\text{обр.}} = 0$  с) идентифицирована серия полос, описывающих закрепление каприлгидроксамовой кислоты на поверхности перовскита: поглощение при  $2850$  и  $2930 \text{ см}^{-1}$  – валентные колебания связи C – H предельных углеводородов; полосы  $1510$  и  $1550 \text{ см}^{-1}$  характеризуют образование комплексных соединений с титаном, а полоса  $1610 \text{ см}^{-1}$  – наличие физически сорбированной гидроксамовой кислоты. Спектральные кривые образцов, подвергнутых воздействию МЭМИ ( $t_{\text{обр.}} = 30 - 120$  с), имели аналогичный набор максимумов, однако интегральные интенсивности полос, относящихся к адсорбированному поверхностью минерала собирателю, увеличились в 1.2 раза по сравнению с исходным образцом.

В результате предварительной обработки образцов МЭМИ, вследствие изменения структурного состояния поверхности, повышения гидрофобности и сорбционной активности происходило дополнительное увеличение суммарного извлечения перовскита в пенный продукт флотации на  $\sim 10 - 15\%$ : извлечение составило  $\varepsilon \cong 80, 90$  и  $95\%$  при  $t_{\text{обр.}} = 0, 60$  и  $120$  с соответственно. Установленные параметры электроимпульсных воздействий и реагентный режим флотации могут быть использованы для повышения эффективности флотационного обогащения перовскито-титаномагнетитовых руд.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Соколов С.В. // Плаксинские чтения 2020. Апатиты: ФИЦ КНЦ РАН, 2020. с.95-97.
- [2] Попова Е.А. // Дисс. канд. геол.-минер. наук. – СПб: СПбГУ. – 2018. – 354 с.
- [3] Xiao Z., et al. // Chemistry. A European Journal. – 2018. – V. 24. – PP. 2305-2316.
- [4] Шафеев Р.Ш., Чантурия В.А., Якушкин В.П. Влияние ионизирующих излучений на процесс флотации. – Москва: Наука, 1971. – 58 с.
- [5] Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Самусев А.Л., Хабарова И.А. // Горный журнал. – 2017. – № 11. – С. 77-83.
- [6] Бунин И.Ж., Бунин Н.А., Вдовин В.А. и др. // Изв. РАН. Сер. физ. – 2001. – Т. 65. – № 12. – С. 1788-1792.
- [7] Stalder A.F., et al. // Colloids and Surfaces A: Physicochem. and Eng. Aspect. – 2010. – 364(1-3). – PP. 72-81.
- [8] Чантурия В.А., Бунин И.Ж., Рязанцева М.В. и др. // Изв. РАН. Сер. физ. – 2018. – Т. 82. – № 7. – С. 872-877.

## **АНАЛИЗ АНИЗОТРОПИИ ГРАФЕНА СО СКЛАДКАМИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ**

**Ахунова А.Х., Баимова Ю.А.**

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

### **Введение**

Углеродные материалы хорошо известны своими превосходными механическими, электрическими и термическими свойствами. Среди них графен вызывает особый интерес как функциональный материал из-за его двумерной природы. Синтез графена очень затруднен, так как в процессе его изготовления образуются различные типы топологических дефектов. Наличие таких дефектов оказывает сильное воздействие на свойства материала. Топологические дефекты делятся на простые и комбинированные. Простые дефекты — это состоящие из атомов углерода  $n$ -угольники, где  $n = 3, 4, 5$  и т.д. Простые дефекты, соединяясь, образуют комбинированные дефекты. Наиболее изученным и распространенным комбинированным дефектом является дефект 5-7. Отметим, что данные дефекты могут составлять дислокационные диполи, в которых два дефекта 5-7 располагаются на некотором расстоянии друг от друга.

Несмотря на то, что дефекты очевидно ухудшают физические и механические свойства графена, дефектный графен можно применять для создания новых материалов и устройств, если понять закономерности их влияния на свойства материала. Управление характеристиками графена и материалов на его основе путем внедрения дефектов позволит расширить области его использования в современной технике. Практическое наблюдение дефектов графена очень сложный и дорогостоящий процесс, поэтому использование теоретических методов при исследовании этого вопроса позволяют уменьшить количество дорогостоящих экспериментов.

Еще одна важная проблема, которая до сих пор остается актуальной — это устойчивость графена, которая достигается за счет образования складок. На практике графен не представляет собой идеально плоский лист и имеет морщинистую поверхность. При повышении температуры морщины и выпуклости графена начинают вибрировать и увеличиваться. Отметим, что спонтанное складкообразование графена может быть вызвано не только температурным фактором, но и наличием дефектов. Показано, что даже изначально плоский графен может сморщиваться при приложении деформации. Такое коробление графена уменьшает его модули упругости и изменяет коэффициент Пуассона. С другой стороны, графен с монотонно распределенными складками демонстрирует высокую прочность. Интересно, что корrugированный графен можно даже использовать для повышения прочности металлических композитов.

Из теории упругости твердых тел следует, что двумерные материалы не могут долго выдерживать тепловые флуктуации и в конечном итоге разрушаются. Однако графен оказывает большое сопротивление происходящим тепловым колебаниям благодаря своей подвижной структуре. Кроме этого, анализ прочности графена показал анизотропию его механических свойств [1]. Таким образом, можно сделать вывод, что на стабильность графена влияет не только температура, наличие дефектов и складкообразование, но и направление приложения нагрузки.

В настоящей работе методом молекулярно-динамического моделирования в программе LAMMPS исследовано влияние температуры, размера дислокационного диполя и направления приложения нагрузки на механические свойства графена.

### Методика исследований

Исследования проводились в программной среде LAMMPS на расчётной ячейке монослоя графена с геометрическими размерами  $103 \times 74 \text{ \AA}$  (количество атомов углерода – 31000). Расчётная ячейка подвергалась одноосному растяжению в направлении «кресло» (ось  $x$ ) и в направлении «зигзаг» (ось  $y$ ). Вдоль направлений  $x$  и  $y$  к ячейке были приложены периодические граничные условия, которые разрешали коробление графена с целью исследования влияния естественного складкообразования на сопротивление разрушению. Чтобы избежать взаимодействия периодических изображений расстояние между листами графена в направлении  $z$  составляло  $200 \text{ \AA}$ .

Испытания проводились при скорости деформации  $0.005 \text{ ps}^{-1}$  в диапазоне температур от  $0$  до  $3000 \text{ K}$ . Перед растяжением графен релаксировался до энергетического состояния с минимальной энергией системы. Температура в процессе моделирования контролировалась термостатом Нозе-Гувера с использованием  $nvt$ -ансамбля. Взаимодействие между атомами описывалось потенциалом AIREBO.

Рассмотренные дислокационные диполи (ДД) располагались в середине расчётной ячейки, и представляли собой два дефекта 5-7 с углом ориентации  $\pi/6$ , разделённых расстоянием  $l$  (плечом диполя). Отметим, что известный дефект СУ можно рассматривать как ДД с нулевым плечом. Далее при обозначении структур с ДД использовался нижний индекс  $n$ , который указывает на количество гексагонов, разделяющих пару дислокаций. В качестве примера на рис.1 представлены фрагмент ячейки ДД<sub>4</sub>. Всего было рассмотрено 6 видов ДД: (а) СУ (с нулевыми плечом  $l = 0 \text{ \AA}$ ); (б) ДД<sub>2</sub> ( $l = 6 \text{ \AA}$ ); (в) ДД<sub>4</sub> ( $l = 11 \text{ \AA}$ ); (г) ДД<sub>6</sub> ( $l = 15 \text{ \AA}$ ); (д) ДД<sub>8</sub> ( $l = 20 \text{ \AA}$ ); (е) ДД<sub>10</sub> ( $l = 25 \text{ \AA}$ ).

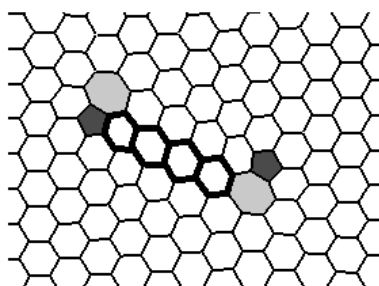


Рисунок 1 – Фрагмент расчётной ячейки графена с дефектом ДД<sub>4</sub>

### Результаты моделирования

На рис. 2 в качестве примера приведены зависимости напряжения от степени деформации при  $T=0 \text{ K}$ , полученные для четырех структур (графена, СУ, ДД<sub>2</sub> и ДД<sub>10</sub>) в ориентациях «кресло» (а) и «зигзаг» (б). Как видно из поведения кривых, графен анизотропен. Для всего диапазона температур для каждого направления приложения нагрузки сохраняется следующая закономерность – уровень напряжений для бездефектного графена и графена с дефектом СУ выше в 3 и более раз, чем для графена с ДД. При этом для ДД с плечом  $l > 0$  деформационные кривые демонстрируют практически идентичное поведение для каждого направления приложения нагрузки при всех рассмотренных температурах. Наблюдаемая анизотропия механических свойств графена понижается с повышением температуры. При увеличении температуры до  $3000 \text{ K}$  поведение кривых для обоих направлений растяжения становится более унифицированным как для графена, так и для ДД <sub>$n$</sub> , что объясняется ростом тепловых флуктуаций и повышением подвижности структуры графена.

На рис. 3 представлена эволюция структур графена, СУ, ДД<sub>2</sub> в процессе растяжения при  $T=0 \text{ K}$  по направлению «кресло» и «зигзаг».

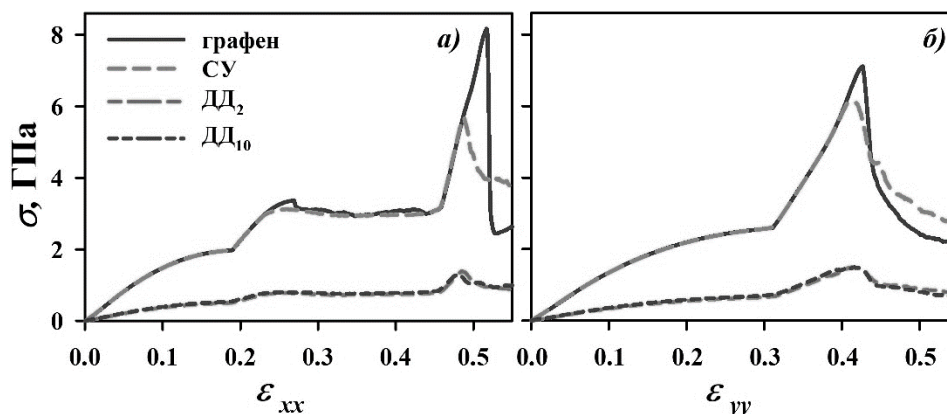


Рисунок 2 – Кривые «напряжение – степень деформация» для графена, СУ, ДД<sub>2</sub> и ДД<sub>10</sub>, полученные при одноосном растяжении вдоль направлений «кресло» (а) и «зигзаг» (б) при T=0 К

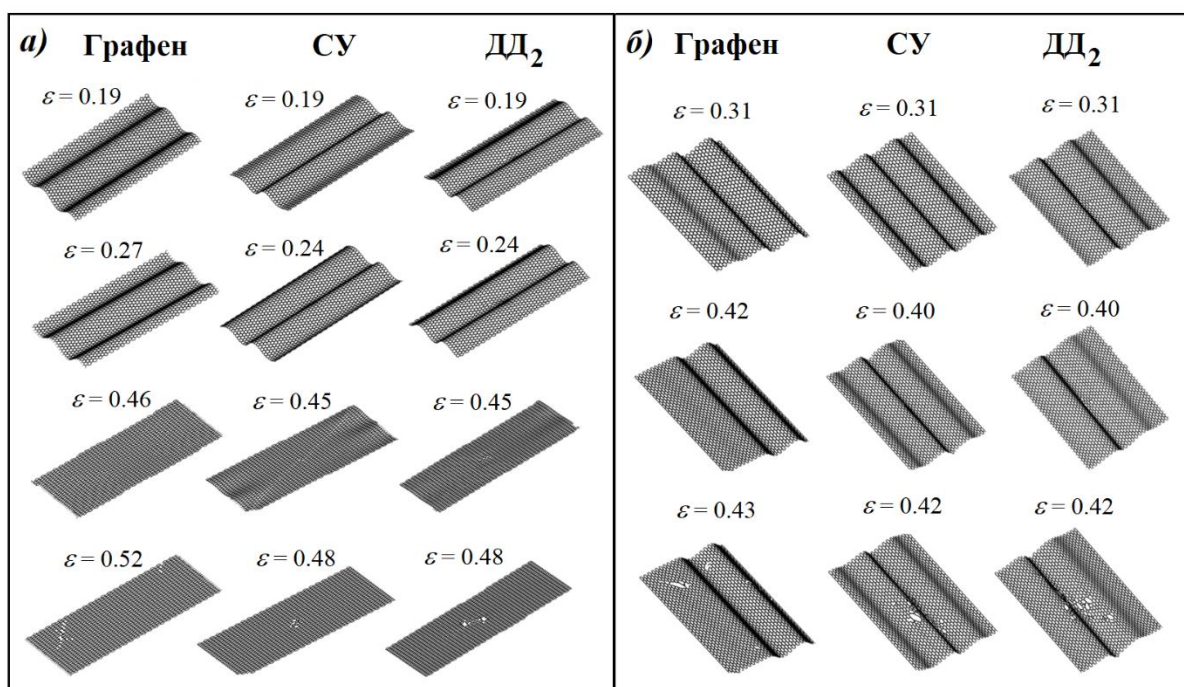


Рисунок 3 – Эволюция структуры в зависимости от степени деформации при одноосном растяжении бездефектного графена, СУ и ДД<sub>2</sub> в направлении «кресло» (а) и «зигзаг» (б) при T=0 К. Структура приведена в аксонометрической проекции

Для всех структур, подвергнутых растяжению по направлению «кресло» характерно следующее поведение – после упругой области (линейный участок на кривой «напряжение – деформация», предоставленной на рис. 2) начинается зарождение двух равномерных складок, глубина которых растет вплоть до начала второго участка упрочнения. На установившейся стадии графен разглаживается и возвращается к плоскому состоянию к началу следующего участка упрочнения, после чего идет разрыв. По месту расположения ДД относительно складок прослеживается следующая динамика – дефект СУ находится на стенке складки, в то время, как дефект ДД<sub>2</sub> находится на её дне, и по мере увеличения плеча диполя дефекты 5-7 разбегаются на противоположные стенки центральной складки.

Для структур, подвергнутых растяжению по направлению «зигзаг», складки также начинают появляться по окончании упругой области, однако в отличие от растяжения в направлении «кресло», складки не исчезают вплоть до разрушения, при этом они не равномерны. Это объясняется тем, что длины структуры недостаточно для

получения равномерных складок. Наличие дефектов влияет на конфигурацию складок - для графена с СУ и ДД образуются более равномерные складки с близкими значениями амплитуд. Аналогично случаю растяжения в направлении «кресло», глубина складок непрерывно увеличивается до начала второго участка упрочнения, затем она уменьшается вплоть до разрыва. По месту расположения ДД относительно складок прослеживается практически аналогичная картина, что и для растяжения по направлению «кресло» – дефект СУ находится на стенке складки, дефект ДД<sub>2</sub> находится на её дне, и по мере увеличения плеча диполя дефекты 5-7 разбегаются на противоположные стенки центральной складки.

#### **Выводы**

Таким образом, с помощью атомистического моделирования изучено влияние размера дислокационного диполя и температуры на анизотропию графена. Проанализированы механические свойства графена при растяжении вдоль направления «кресло» и «зигзаг» в диапазоне температур от 0 до 3000 К. Установлено, что на деформацию разрушения в большей степени влияет направление растяжения и температура, чем размер дефекта. Бездефектный графен и графен с ДД показывают близкие к друг другу значения деформации разрушения во всем диапазоне температур для всех направлений растяжения. При этом при растяжении вдоль направления «зигзаг» бездефектный графен и графен с СУ чувствителен к повышению температуры во всем диапазоне рассмотренных температур, в отличие от графена с ДД, у которого предел прочности практически не изменяется.

**Исследование выполнено при финансовой поддержке госзадания ИПСМ РАН.**

#### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Ахунова А.Х., Баимова Ю.А. Влияние дислокационных диполей с разным плечом на деформационное поведение графена: молекулярная динамика // Журнал технической физики. Т. 93. № 4. 2023. С. 445-452. DOI: 10.21883/JTF.2023.04.55030.6-23

## НАНОИНДЕНТИРОВАНИЕ НИКЕЛЬ/ГРАФЕНОВОГО КОМПОЗИТА: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Крылова К.А., Баимова Ю.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия  
bukreevakarina@gmail.com

Металломатричные композиты с добавлением листов графена или других углеродных структур (например, нанотрубок, фуллеренов и т.п.) широко исследуются сегодня в связи с тем, что они показывают лучшие механические и физические свойства [1,2]. Однако в этих материалах содержание графена достаточно низкое, поскольку матрицей таких композитов является металл. В данной работе предлагается рассмотреть другую морфологию композита, в которой в качестве матрицы выступает графеновая сетка, обладающая высокой удельной площадью поверхности, малым весом и сверхпористостью [3]. В тоже время наночастицы металла будут являться дополняющим компонентом, а варьируя его содержание в структуре композита, можно будет влиять как на механические, так и на физические свойства системы. Так в работе [4] показано, что добавление в графеновую матрицу наночастиц никеля приводит к возрастанию коэффициента теплопроводности всего композита, но при этом предел прочности на растяжение снижается. Такие композиты являются перспективными материалами для суперконденсаторов и ионных аккумуляторов [5].

Формирование никель/графенового композита осуществлялось с помощью высокотемпературного гидростатического сжатия графеновых чешуек с наночастицами никеля. Данный метод создания металл/графеновых композитов предложен в работе [6]. Исходная структура никель/графенового композита показана на рис.1 (а).

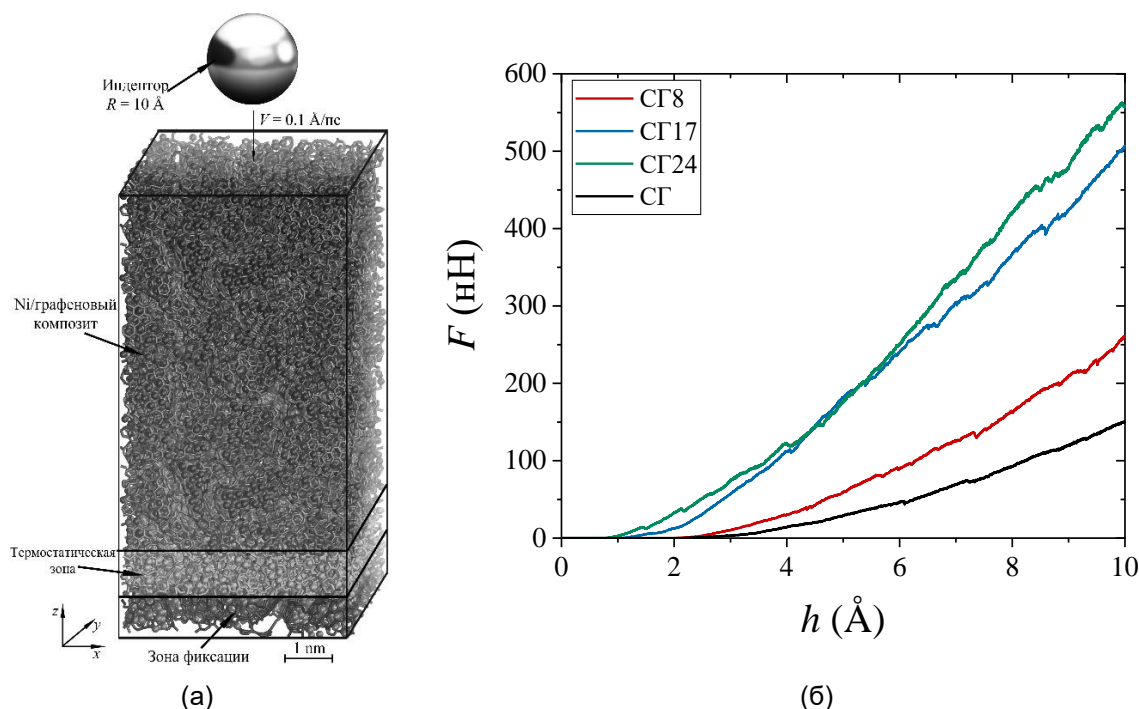


Рисунок 1 – (а) Схема моделирования процесса nanoindentирования (атомы Ni показаны сферами, а скомканный графен – углеродной сеткой). (б) Кривые нагрузки от глубины погружения nanoиндентора

В работе исследуется нанотвердость трех композитов содержащих 8, 17 и 24 ат.% Ni соответственно. Для удобства далее данные композиты будут называться СГ8, СГ17 и СГ24 соответственно, где СГ – это скомканный графен.

До nanoindentирования полученная композитная структура подвергалась релаксации структуры до достижения в системе температуры 10 К, нулевого давления и минимума энергии. Сначала проводилась релаксация по температуре с



использованием термостата Нозе-Хувера в изотермически-изохорном NVT-ансамбле, а затем - релаксация по давлению в изотермически-изобарическом NPT-ансамбле. Каждый из этапов релаксации структуры осуществлялось в течении 20 пс с шагом по времени 2 фс. Во время наноиндентирования система развивается в микроканоническом ансамбле NVE с использованием термостата Ланжевена. Вдоль направления  $x$  и  $y$  задавались периодические граничные условия, а вдоль направления  $z$  была свободная поверхность.

Моделирование проводилось с использованием программного пакета LAMMPS. Для описания сил взаимодействия между атомами углерода применялся многочастичный потенциал AIREBO, между атомами никеля - EAM потенциал, рассчитанный методом погруженного атома, а между углеродом и никелем – потенциал Морзе. Данные типы потенциалов ранее успешно применялись для решения задач по исследованию механических и тепловых свойств никель/графеновых композитов методом молекулярной динамики [3,4,6].

На рис. 1 (а) показана схема моделирования процесса вдавливания. Видно, что наноиндентор имеет сферическую форму с радиусом 10 Å, который располагался над центром расчетной ячейки так, чтобы край индентора и поверхность образца не касались друг друга. Индентор представляет собой абсолютно жесткое тело, что исключает его взаимодействие с атомами исследуемого материала. Перемещение индентора осуществлялось вдоль оси  $z$  со скоростью 0,1 Å/пс. Для исключения движения композита в процессе наноиндентирования атомы материала, расположенные на расстоянии 10 Å от дна расчетной ячейки (зона фиксации на рис. 1 (а)), фиксировались по оси  $z$  с помощью команды setforce, которая позволяет обнулить силы вдоль выбранной оси, следовательно обнулить скорость смещения этих атомов. Следующий слой атомов толщиной 10 Å (термическая зона на рис. 1(а)) поддерживались при строго фиксированной температуре моделирования (10 К) с помощью термостата Ланжевена. Создание такой термостатической зоны позволяет рассеивать избыточное тепло, выделяемое в процессе наноиндентирования.

Нанотвердость определялась по методу Оливера-Фарра [7]. Данный метод используют для определения микро- и нанотвердости нанопокровов, где важна точность получаемых измерений. Для исключения влияния подложки (в нашей модели роль подложки играет зона фиксации на рис. 1 (а)) на получаемые результаты измерения необходимо, чтобы максимальная глубина погружения наноиндентора составляла 1/10 к общей толщине образца. В связи с этим глубина проникновения наноиндентора в данном исследовании составляла 10 Å. По методу Оливера-Фарра нанотвердость определяется по формуле:

$$H = \frac{F_{max}}{A}, \quad (1)$$

где  $F_{max}$  – максимальная нагрузка достигаемая при наноиндентировании, а  $A$  – площадь контакта наноиндентора с поверхностью образца.

Поскольку наноиндентор имеет сферическую форму, то площадь пятна контакта рассчитывается по формуле:

$$A = \pi \cdot (2 \cdot R \cdot h_{max} - h_{max}^2), \quad (2)$$

где  $R$  – радиус наноиндентора, а  $h_{max}$  – максимальная глубина погружения наноиндентора в материал образца.

На рис. 1 (б) представлены кривые зависимости нагрузки от глубины погружения наноиндентора для исследуемых композитных структур, скомканного графена (СГ). Видно, что все кривые имеют параболический характер, т.е. с увеличением глубины погружения индентора нагрузка монотонно возрастает. Наблюдаемые небольшие падения напряжений на кривых  $F(h)$  связаны с существующими микропустотами в графеновой сетке композита.

Таблица 1 – Нанотвердость (ГПа) исследуемых структур при 10 К

Ni	СГ	СГ8	СГ17	СГ24
22	24	42	162	178

В таблице 1 представлены значения нанотвердости всех исследуемых структур, рассчитанная по формуле (1). Видно, что максимальной нанотвердостью обладает композит с наибольшим содержанием никеля в структуре, т.е. композит СГ24. Нанотвердость композита СГ24 равно 178 ГПа, что в 7,4 раза выше величины нанотвердости скомканного графена и в 8 раз выше твердости чистого монокристаллического никеля.

Таким образом, добавление в графеновую сетку никеля приводит к возрастанию не только предела прочности на растяжения скомканного графена [4,6], но и к повышению его твердости за счет равномерного перераспределения атомов никеля в графеновой сетке и заполнения ее микропустот.

**Работа выполнена в рамках Государственного задания молодежной лаборатории ИПСМ РАН.**

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. X. Zhang, C. Shi, E. Liu, N. Zhao, C. He. High-strength graphene network reinforced copper matrix composites achieved by architecture design and grain structure regulation. *Mater. Sci. Eng. A*, V. 762, pp. 138063, 2019
2. Y. Yang, M. Liu, J. Du, W. Zhang, S. Zhou, W. Ren, Q. Zhou, L. Shi. Construction of graphene network in Ni matrix composites: A molecular dynamics study of densification process. *Carbon*, V. 191, pp. 55–66, 2022
3. J.A. Baimova, B. Liu, S.V. Dmitriev, K. Zhou. Mechanical properties of crumpled graphene under hydrostatic and uniaxial compression. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, V. 48, pp. 095302, 2015
4. R.T. Murzaev, K.A. Krylova, J.A. Baimova. Thermal expansion and thermal conductivity of Ni/graphene composite: molecular dynamics simulation // *Materials*, V. 16, pp. 3747, 2023
5. M. Fallah barzoki, S. Fatemi, M.R. Ganjali. Fabrication and comparison of composites of cerium metal-organic framework/reduced graphene oxide as the electrode in supercapacitor application. *J. Energy Storage*, V. 55, pp. 105545, 2022
6. L.R. Safina, K.A. Krylova, J.A. Baimova. Molecular dynamics study of the mechanical properties and deformation behavior of graphene/metal composites. *Materials Today Physics*, V. 28, pp. 100851, 2022
7. W. C. Oliver, G. M. Pharr. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.*, V. 7 (6), 1992

## СИНТЕЗ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ КАРБИДОВ И БОРИДОВ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Рубаник В.В., Кулак М.М., Самолетов В.Г.  
ИТА НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь  
mmk\_vit@tut.by

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) - это физико-химический эффект, давший начало целому ряду новых экономических, энерго- и ресурсосберегающих технологий получения широкой гаммы материалов, был открыт советскими учеными А.Г. Мержановым, И.П. Боровинской и В.М. Шкиро (диплом на открытие № 287, с приоритетом от 5июля 1967 г. Это открытие легло в основу нового научного направления на стыке химической физики и материаловедения – структурной макрокинетики СВС-процессов, которое активно развивается с начала 70-х годов XX в. По словам академика А.Г. Мержанова, прародителями СВС являются внепечная металлургия Бекетова-Гольдшмидта и современная теория горения Семенова-Зельдовича.

В последнее время пристальное внимание материаловедов привлекают высокоэнтропийные карбиды и бориды (точнее, дибориды) - это фактически легированный карбид и диборид титана, где атомы других карбидо- или боридообразующих элементов частично замещают атомы титана в его подрешетке ( $TiC$  и  $TiB_2$  состоят из двух вставленных друг в друга подрешеток - подрешетка металла и подрешетка неметалла). Они обладают весьма высокой твердостью и износостойкостью и повышенной жаростойкостью; их рассматривают как перспективный высокотемпературный материал с невысокой плотностью по сравнению со сплавами на основе никеля.

Нами были использованы порошки титана, гафния, молибдена, тантала, циркония и бор аморфный. По стандартной методике порошки сушили, смешивали, прессовали образцы диаметром 20 мм и высотой 25 мм. Синтез проводили в СВС-процесс проводили в установке собственной конструкции (рис. 1). Образец помещали в реактор, оснащенный системой подачи и эвакуации газа, позволяющей варьировать давление газовой среды в интервале  $P = 0,1-15$  МПа. СВС в исследуемой системе проводили в атмосфере аргона при  $P = 1$  МПа. Поджиг образца осуществляется с верхнего торца при помощи вольфрамовой спирали накалывания, соединенной с трансформатором. Начальную температуру образца изменяли в пределах 300-750 °С.



Рисунок 1 – Внешний вид СВС реактора

Относительная плотность образцов составляла 0,55 – 0,65. Максимальная плотность рассчитывалась по формуле:

$$\rho_{max} = 1 / (a_{ME_1} / \rho_{ME_1} + b_{ME_2} / \rho_{ME_2} + c_c / \rho_c + \dots),$$

Где  $a_{ME_1}$ ,  $b_{ME_2}$ ,  $c_c$  – массовые доли (в процентах) металлов и окислителя в смеси;  
 $\rho_{ME_1}$ ,  $\rho_{ME_2}$ ,  $\rho_c$  – соответствующие плотности металлов и окислителя, кг/м<sup>3</sup>.

Смесь готовилась так, что  $a_{ME_1} + b_{ME_2} + c_c + \dots = 1$ .

Для исследования фазового состава и структуры продуктов синтеза применяли оптическую и электронную микроскопию.

Была построена зависимость содержания сложного карбида от начальной температуры.

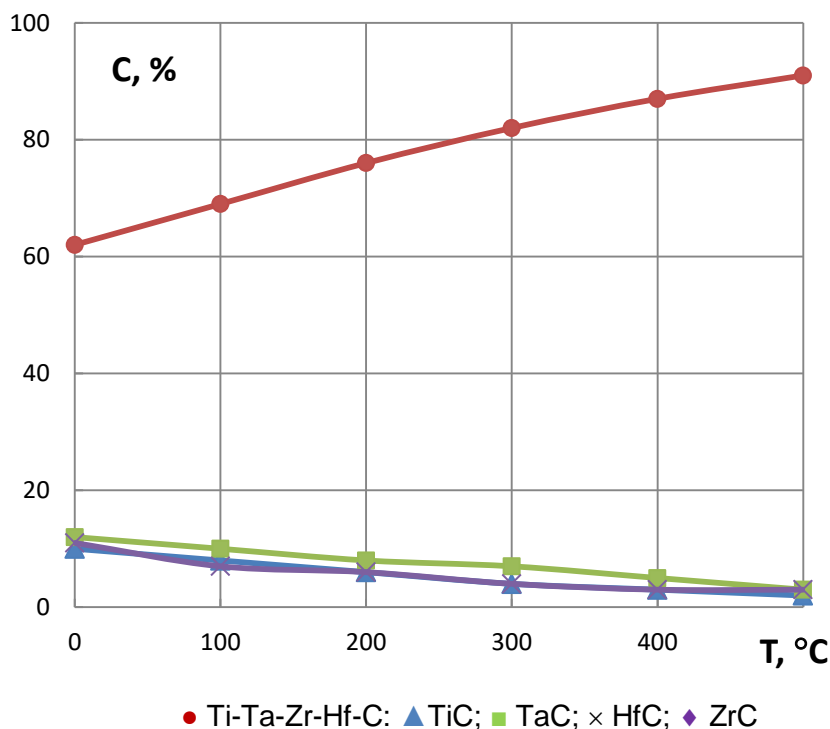


Рисунок 2 – Зависимость фазового состава продуктов синтеза от начальной температуры

По результатам проведенной работы можно сделать выводы:

1. Методом СВС синтезирован четырехкомпонентный карбид.
2. При синтезе сложного карбида Ti-Ta-Zr-Hf-C для увеличения его количества необходимо проводить синтез при повышенной начальной температуре.
3. Предварительный нагрев исходных образцов должен составлять не менее 500 °C.
4. Проведен синтез боридов (Ti-Zr)B, (Ti-Zr-Ta)B, (Ti-Zr-Ta-Hf)B, (Ti-Zr-Ta-Hf-Mo)B.
5. Установлено, что при синтезе сложных боридов содержание сложного борида составляет 40-80%. Установлено, что повышение начальной температуры синтеза приводит к росту количества сложного борида до 85-95%.

ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА МЕТОДОМ СВС

Кулак М.М., Самолетов В.Г., Никифорова И.В.

ИТА НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь

mmk\_vit@tut.by

Рентгеноструктурный анализ синтезированных систем проводился на дифрактометрическом комплексе D8 ADVANCE фирмы "BRUKER" (Германия) в  $\text{CuK}_\alpha$  излучении в автоматическом режиме съемки. Напряжение на рентгеновской трубке составляло 50 кВТ, ток 20 мА. Съемки проведены в сканирующем режиме: интервал сканирования  $2\theta$  составлял 20 – 120 градусов, шаг сканирования 0,1 градуса, выдержка на точке сканирования 1,8 секунды, образец вращался со скоростью 15 оборотов в минуту. Дифрагированное отражение от поверхности образца монохроматизировалось пиролитическим графитовым монохроматором. Регистрация рентгеновского излучения осуществляли сцинтилляционным счетчиком. Результаты рентгеновских съемок сохраняли в отдельном файле с присвоенным именем на жестком диске управляющего компьютера дифрактометра.

Анализ дифрактограмм выполнен в программном обеспечении "EVA" и "TOPAS" дифрактометрического комплекса дифрактометра D8 ADVANCE в объеме картотеки PDF-2 (Powder Diffraction File) International Centre for Diffraction Data.

Полуколичественный анализ выполнен методом сравнения интенсивностей отражений пиков от сравниваемых фаз свободных от наложений. В случае наложения отражений от разных фаз, учитывали величину наложений за счет их разделения.

Определение ПКР и размеров кристаллитов выполнено в программном обеспечении "TOPAS".

Так как получить монофазные алюминиды титана удалось получить для составов  $\text{Al}+\text{Ti}$  и  $\text{Al}+3\text{Ti}$ , поэтому для этих составов и было исследовано влияние ультразвуковых колебаний на параметры кристаллических решеток синтезированных фаз  $\text{TiAl}$  и  $\text{Ti}_3\text{Al}$  и рассчитаны объемы элементарных ячеек.

Так как кристаллические решетки фаз  $\text{Ti}_3\text{Al}$  имеют гексагональную сингонию, фаза  $\text{TiAl}$  имеет тетрагональную сингонию, то объем элементарных ячеек для этих фаз рассчитывали по формулам:

$$\text{для фазы } \text{Ti}_3\text{Al}: V = a^2 \times c \times \sin 120^\circ;$$

$$\text{для фазы } \text{TiAl}: V = a \times b \times c;$$

где a, b, c – параметры кристаллической решетки, Å.

В таблице 1 приведены зависимости ПКР фазы  $\text{Ti}_3\text{Al}$  от амплитуды УЗК для состава  $3\text{Ti} + \text{Al}$ . В таблице 2 приведены измеренные параметры элементарной ячейки фазы  $\text{TiAl}$  для состава  $\text{Ti} + \text{Al}$  от амплитуды УЗК.

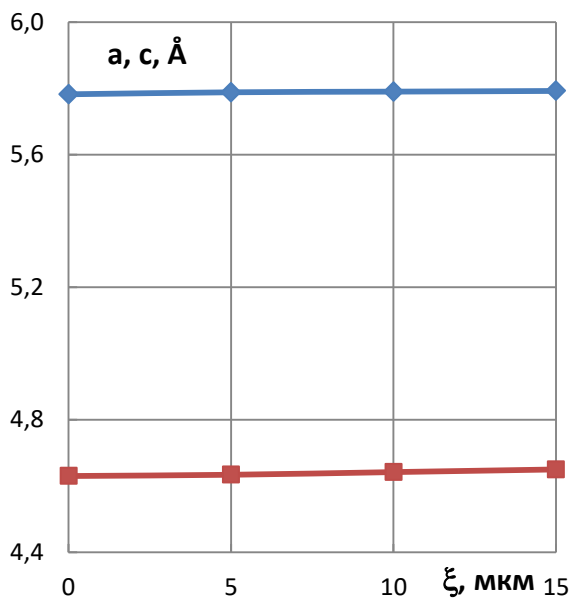
Таблица 1 – Зависимость ПКР фазы  $\text{Ti}_3\text{Al}$  и ОЭЯ для состава  $3\text{Ti} + \text{Al}$  от амплитуды УЗК.

$\xi$ , мкм	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>
0	5.7820	.6302	134.06
5	5.7880	4.6340	134.44
10	5.7900	4.6420	134.77
15	5.7920	4.6500	135.10

Таблица 2 – Зависимость ПКР фазы  $\text{TiAl}$  и ОЭЯ для состава  $\text{Ti} + \text{Al}$  от амплитуды УЗК.

$\xi$ , мкм	a, Å	c, Å	V, Å <sup>3</sup>
0	3.9750	4.0540	64.060
5	3.9775	4.0555	64.160
10	3.9815	4.0 22	64.400
15	3.9875	4.0750	64.790

А на рисунках 1, 2 приведены измеренные ПКР и рассчитанные ОЭЯ  $\text{Ti}_3\text{Al}$  для состава  $3\text{Ti} + \text{Al}$  от амплитуды УЗК  $\xi$  (мкм).



ПКР  $\blacklozenge$  -  $a$ ;  $\blacksquare$  -  $c$

Рисунок 1 – Зависимость ПКР фазы  $Ti_3Al$  для состава  $3Ti + Al$  от амплитуды УЗК  $\xi$

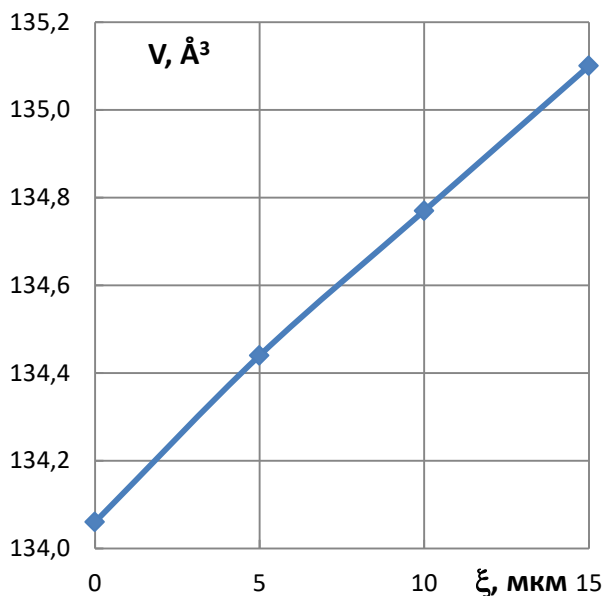
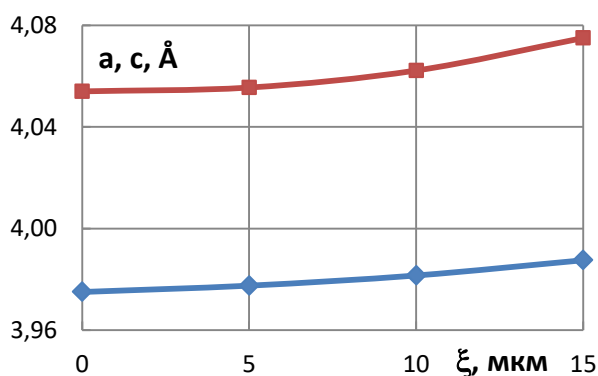


Рисунок 2 – Зависимость ОЭЯ фазы  $Ti_3Al$  для состава  $3Ti + Al$  от амплитуды УЗК

На рисунках 3, 4 приведены измеренные ПКР и рассчитанные ОЭЯ  $TiAl$  для состава  $Ti + Al$  от амплитуды УЗК



ПКР  $\blacklozenge$  -  $a$ ;  $\blacksquare$  -  $c$

Рисунок 3 – Зависимость ПКР фазы  $TiAl$  для состава  $Ti + Al$  от амплитуды УЗК  $\xi$

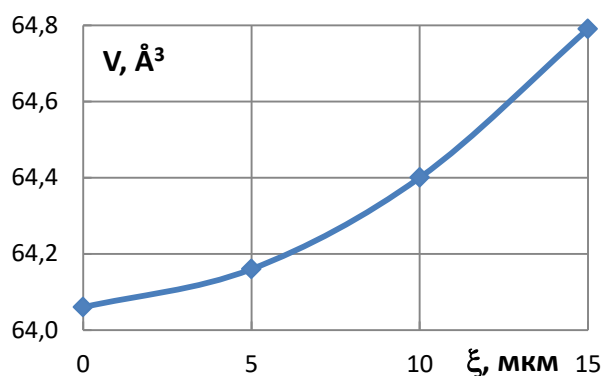


Рисунок 4 – Зависимость ОЭЯ фазы  $TiAl$  для состава  $Ti + Al$  от амплитуды УЗК  $\xi$ .

### Выводы

Синтезированные фазы алюминидов титана имеют искаженные кристаллические решетки. Наложение ультразвуковых колебаний во время синтеза приводит к тому, что параметры кристаллических решеток и объемы элементарных ячеек синтезированных фаз приближаются к эталонным. Ультразвуковые колебания во время синтеза приводят к изменению условий фазообразования конкурирующих фаз в высокотемпературной зоне волны СВЧ, изменению фазового состава продукта и уменьшению тепловыделения брутто-реакции, увеличению коэффициента диффузии, что приводит к уменьшению химической неоднородности по образцу и повышению стехиометричности полученных образцов алюминидов титана.

## KINETICS OF SECONDARY CARBIDE PRECIPITATION ON COOLING IN HIGH-CHROMIUM WEAR-RESISTANT ALLOYS

Savushkina E.S.<sup>1</sup>, Sozykina A.S.<sup>2</sup>, Okishev K.Yu.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Lasmet Ltd., Chelyabinsk, Russia; <sup>2</sup>South Ural State University, Chelyabinsk, Russia

<sup>3</sup>Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia  
Konstantin.Okishev@urfu.ru

Cast alloys containing 12–30 wt. %Cr, 2–4 wt. %C and iron as a balance are a rather common group of materials. They are widely used in mining, oil and construction industry because of their high resistance to abrasive wear combined with acceptable strength and toughness. Both properties are due to the presence of a high amount of  $M_7C_3$  carbide in their structure. This phase is actually a substitutional solid solution of iron in hexagonal chromium carbide:  $(Cr, Fe)_7C_3$ , and has high microhardness (up to 20 GPa for pure  $Cr_7C_3$ ). On the other hand, ledeburite eutectic (austenite + carbide) containing  $M_7C_3$  has better shape of carbide particles as compared to low-alloy cast irons with the cementite ( $Fe_3C$ ) type of carbides, thus favouring the increase of strength and toughness of these brittle materials [1].

The alloys show a sequence of phase transformations typical for carbon-bearing iron alloys when heated from room temperature up to the solidus. Above the  $Ac_1$  temperature interval (about 780–880 °C) a eutectoid transformation occurs: iron-base solid solution changes its crystal structure from bcc to fcc, and a part of the carbide phase dissolves in it. On further heating carbide continues dissolving in fcc (gamma, austenite), although this process is not yet finished when the solidus temperature is achieved, and liquid appears. On slow cooling from any temperature in the austenite + carbide region the same transformations occur in reverse sequence. Both the amount of carbides and the contents of chromium and carbon in austenite do thus greatly depend upon heating (austenitization temperature). Composition of the carbide itself, on the contrary, varies very weakly with temperature [2].

These transformations have a significant impact on the alloys' properties. Rapid cooling (quenching) from austenitic state results in transformation of austenite to a new phase, a very hard martensite. The hardness of martensite and the degree of transformation (*i.e.* the fraction of austenite that remains untransformed upon cooling to room temperature) depend dramatically on the carbon and (to a less extent) chromium concentration in austenite prior to cooling [3]. Furthermore, some carbides may precipitate from austenite *during* cooling before the martensitic transformation starts. The austenite becomes then depleted in carbon and chromium, making the whole picture of structure formation even more complex.

The object of the present work was the kinetic analysis of the latter process, *viz.* the precipitation of  $M_7C_3$  type carbides from supersaturated gamma phase occurring in course of cooling as a result of the decrease of carbon (or carbide) solubility in austenite with decreasing temperature. Such carbides are called secondary, as opposed to coarse eutectic and primary carbides arising immediately from crystallizing liquid at much higher temperatures and remaining mainly unchanged during any transformations in the solid state.

Let us first consider the problem in general. Carbide precipitation is a diffusionally controlled, *i.e.* thermally activated process, and its kinetics is thus strongly temperature dependent. It is a common approach to regard such processes occurring at a constant temperature first, and then to extend elaborated relations to the case of continuous cooling.

Kinetics of isothermal growth of a particle of one phase (hereinafter designated as “c”, carbide) in a matrix of another phase (designated as “γ”, austenite) is well described in the classical theory of Zener and Hillert. Extension of that analysis to high volume fractions of carbide  $f$  results in a general type equation [4]

$$f = f^{eq} + (f^{init} - f^{eq}) \cdot \exp[-(\alpha Dt)^n], \quad (1)$$

where  $f^{init}$  and  $f^{eq}$  are initial and equilibrium fractions of carbides,  $D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_1}{RT}\right)$  is diffusion coefficient,  $\alpha$  is a certain combination of the system's parameters,  $t$  is time, and  $n$  exponent is expected to increase from 1/2 and 3/2 as the role that *small*, rather than *large*, particles play in the whole process increases.

Let us roughly approximate the true temperature dependence of carbon solubility in austenite (or weight fraction of carbide) with a line having slope  $\gamma$  [K<sup>-1</sup>]. Substituting  $f^{eq}(T_s) + \gamma(T_s - T)$  instead of  $f^{eq}$  to Eq. (1), one can then express  $\ln t$  in explicit form.  $T_s$  here is the temperature at which actual concentration of carbon in austenite becomes equal to that corresponding to the austenite/carbide equilibrium. As usual, dependence of  $\ln t$  upon temperature  $T$  will be described with a C-shaped curve. Differentiating  $\ln t$  with respect to  $T$  one can find lastly the temperature of the "nose" of that curve  $T_m$ , i.e. the temperature at which the growth rate of carbide particles is the greatest:

$$T_m \approx T_s \left(1 - \frac{RT_s}{nQ_1}\right). \quad (2)$$

Expanding  $\ln t$  in Taylor's series at  $T_m$  and holding first three terms one can find that

$$\psi = (f - f^{init})^{1/n} = C e^{-B(T_s - T)^2} t, \quad (3)$$

where  $B$  and  $C$  are complicated combinations of parameters. The mathematical form of Eq. (3) allows for the use of the Scheil–Steinberg integral. Solving it in (constant) cooling rate  $v = -dT/dt$ , one can show that the value of  $\psi$  after cooling to 0 K

$$\psi_0 = \frac{A}{v}, \quad (4)$$

where  $A = \alpha D_0 \gamma^{1/n} n^{-1/2-1/n} \sqrt{\frac{\pi}{2}} \left(\frac{RT_s^2}{Q_1}\right)^{1+1/n} \exp\left(-\frac{Q_1}{RT_m}\right)$  is another combination of

parameters. This means that a plot of  $-\ln(f - f^{init})$  against  $\ln v$  is expected to be linear with a slope  $n$ .

Experimental data of a French team [4] were taken as a basis for further analysis. These researchers investigated very thoroughly the kinetics of austenite transformations and final structures for a series of as many as fourteen cast alloys covering the composition range from 2.1 to 4.3 %C and from 11.7 to 25.8 %Cr. For five of those alloys pearlitic C-curve lay at so large times that it allowed for measuring the rise of martensitic point  $M_s$  with decreasing cooling rate at the highest cooling rates used. Shift of  $M_s$  was transformed to the change of carbide fraction  $f$  using empirical equation binding  $M_s$  with the composition of austenite [3]. Initial carbide fraction  $f^{init}$  was calculated from the alloy composition, temperature (1000 °C) and time (20 min) of austenitization using the model presented in [5]. Final graphs are shown in Fig. 1. Found values of  $n$  lie in the range of 1.2–1.7 for all five alloys. Average value  $n = 1.33 \pm 0.22$  ( $\approx 3/2$ ) indicates that most of the volume of precipitated secondary carbides is formed by small particles, perhaps newly nucleated on cooling below  $T_s$ .

Putting activation energy of growth of carbide particles equal to that of their dissolution [3] one can find for each alloy an individual value of the product  $\alpha D_0$  (see Eq. (1)). It was found out to be most closely correlated with the carbide phase composition parameter  $y$ :  $(Cr_y, Fe_{1-y})_7C_3$ , see Fig. 2. This correlation may be described by a linear equation

$$\ln(\alpha D_0) = 6.75 + 16.96y. \quad (5)$$

Now combining Eqs. (4), (5) and (2) and taking all parameters as described above, one is able to calculate the fraction of carbides precipitated from austenite upon cooling to near room temperature with any cooling rate given the prior austenite composition



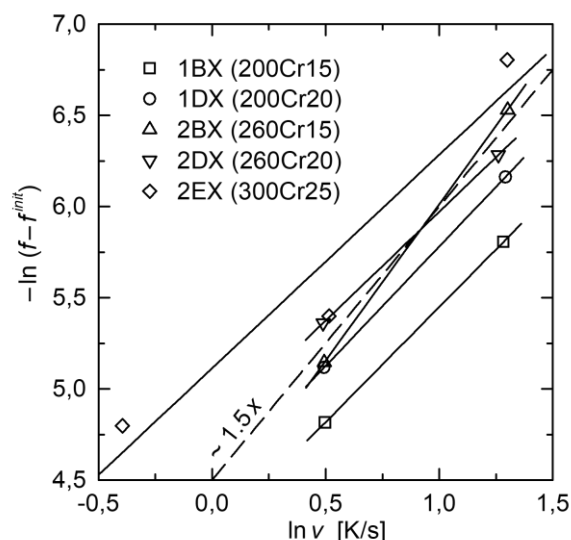


Figure 1 – Plots reflecting dependence (5). Linear regression on experimental data [4]

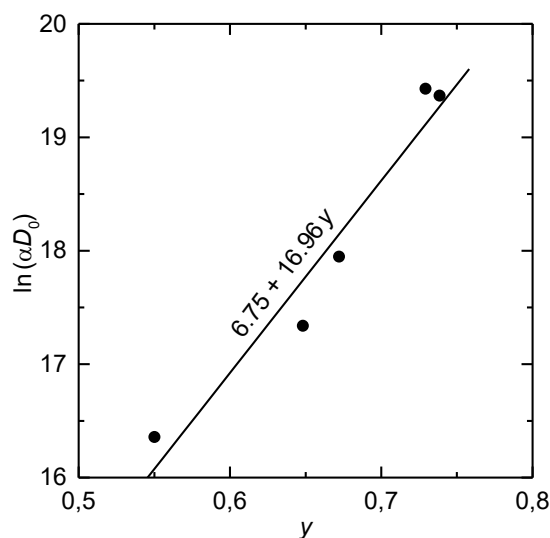


Figure 2 – Dependence of  $\ln(\alpha D_0)$  on composition parameter  $y$  (taken as equilibrium at 1000 °C)

#### REFERENCES

1. Garber M.E. *Iznosostoykie belye chuguny* [Wear-Resistant White Cast Irons]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2010. (Гарбер М.Е. Износостойкие белые чугуны. — М.: Машиностроение, 2010. — 280 с.)
2. Emelushin A.N., Mirzaev D.A., Mirzaeva N.M., Petrochenko E.V., Okishev K.Yu., Molochkova O.S. *Litoy instrument iz khromistyykh chugunov: Struktura i svoystva* [Tools Made of Chromium Cast Irons]. Magnitogorsk, MGTU Publ., 2016. (Емелюшин А.Н., Мирзаев Д.А., Мирзаева Н.М., Петроченко Е.В., Окишев К.Ю., Молочкова О.С. Литейный инструмент из хромистых чугунов. Структура и свойства. — Магнитогорск: Изд-во МГТУ им. Г.И. Носова, 2016. — 186 с.)
3. Okishev K.Yu., Sozykina A.S. [Structure and hardness changes with hardening temperature in high-chromium steels and cast iron. *Vestnik of the South Ural State Univ. Ser. «Metallurgy»*, 2011, no. 14, issue 16, pp. 67–70. (Окишев К.Ю., Созыкина А.С. Изменение структуры и твердости высокохромистых сталей и чугунов с температурой нагрева под закалку. // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия «Металлургия», 2011, № 14, вып. 16, с. 67–70.)
4. Maratray F., Usseglio-Nanot R. *Atlas: courbes de transformation de fontes blanches au chrome et au chrome-molybdène*. — Paris: Climax Molybdenum S.A., 1970. — 198 pp.
5. Sozykina A.S., Okishev K.Y., Grebenshchikova A.G., Mirzaev D.A. Kinetic Description of  $(Cr, Fe)_7C_3$  carbide dissolution in austenite of high-carbon Fe–Cr–C ternary alloys. // *Materials Science Forum*, 2016, vol. 870, pp. 409–415. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.409
6. Vasyukova E.S., Okishev K.Yu., Sozykina A.S., Karlikov A.M., Mirzaev D.A. Kinetic description of  $(Cr, Fe)_7C_3$  carbide precipitation from austenite in high-carbon Fe–Cr–C ternary alloys. // *Solid State Phenomena*, 2017, vol. 265, pp. 1005–1010. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.265.1005

## **ОЦЕНКА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ДИАМАНА В ШИРОКОМ СПЕКТРЕ ТЕМПЕРАТУР**

**Мурзаев Р.Т.<sup>1</sup>, Давлетбаков А.А.<sup>2</sup>, Галияхметова Л.Х.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*  
*mur611@mail.ru*

Тонкие двумерные (2D) материалы являются функциональными материалами с бесконечной плоской длиной и атомарной толщиной. Они отличаются физико-механическими характеристиками и химической активностью, что вызывает интерес в науке. Эти материалы находят применение в электронике, оптоэлектронике, сенсорах, батареях и др. Начало популярности двумерных материалов связано с открытием графена - моноатомного слоя графита, который обладает высокой механической прочностью и теплопроводностью. Графен является перспективным материалом для электроники будущего.

Одним из таких двумерных материалов является алмаз. Он состоит из двух слоев графена, соединенных ковалентной связью, и покрытых атомами водорода. Алмаз может быть определен как  $C_2H$  и представляет собой двумерную алмазоподобную структуру [1]. Он является самой тонкой алмазной пленкой и может унаследовать уникальные механические свойства алмазных пленок. Алмаз, как и другие двумерные материалы, привлекает научный интерес в связи с его уникальным атомным строением и свойствами, которые найдут применение в различных областях науки и технологий. В последнее время был достигнут значительный прогресс в изучении и получении алмаза с помощью экспериментальных методов [2]. Благодаря высокой теплопроводности алмаз может быть использован в устройствах регулирования температуры [3]. Расчеты показывают, что алмаз является материалом с прямой широкой запрещенной зоной и может быть использован в нанoeлектронике [4]. Также предполагается, что алмаз будет очень жестким, что очень привлекательно для использования в ультратонких защитных покрытиях, сверхпрочных компонентах в композитных материалах для аэрокосмических приложений и нанoeлектромеханических системах [3]. Существует широкий спектр теоретических и практических методов исследования двумерных структур, которые позволяют установить оптимальные условия для дальнейших экспериментов. Например, функционал плотности (DFT) был использован для изучения оптических спектров и пределов прочности при растяжении алмаза [5].

На сегодняшний день весьма немного работ, посвященных исследованию теплопроводности алмаза, в то время как работы, посвященные исследованию теплопроводности графена и графеновых трубок весьма внушительно. Работы, посвященные исследованию теплопроводности в алмазе, выполнены в основном из первопринципных расчетов [6]. В связи с этим данная работа посвящена исследованию коэффициента теплопроводности алмаза в широком диапазоне температур методом молекулярной динамики. Молекулярно-динамические расчеты позволяют моделировать атомные структуры на много больше, чем при расчетах из первых принципов.

Расчеты коэффициентов теплопроводности проводились с помощью программного пакета LAMMPS и межатомного потенциала LCBOP [7]. Для расчета коэффициента теплопроводности использовался метод неравновесной молекулярной динамики [8,9].

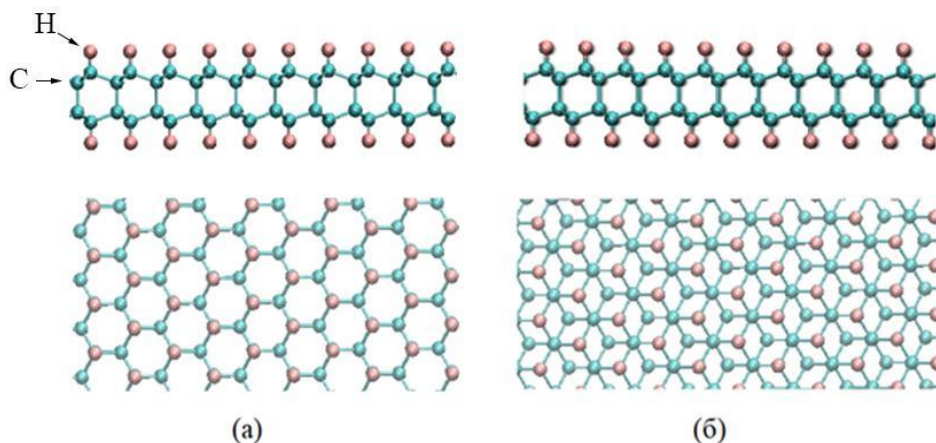


Рисунок 1 – Типы диаманта (а) AA+H и (б) AB+H. Здесь атомы углерода С окрашены зеленым цветом, а водорода Н - розовым.

В качестве начальных структур выбраны две базовых конфигурации диаманта: D-AA и D-AB (рис. 1, показана только часть структуры). Размер ячейки моделирования  $400 \times 100 \times 100 \text{ \AA}$ . Периодические граничные условия применяются во всех направлениях. Поскольку диаман является двумерным материалом, ячейка моделирования в направлении  $z$  увеличена до  $100 \text{ \AA}$ , для того чтобы исключить Ван-дер-Ваальсовое взаимодействие между соседними слоями диаманта. Толщина диаманта с водородом составляет  $6.8 \text{ \AA}$ , без водорода –  $4.6 \text{ \AA}$ .

Основное выражение для расчета решеточной теплопроводности ( $k$ ) выглядит как [9]:

$$\frac{dQ}{dt} = -k_p \frac{S}{\Delta Z} \Delta T$$

где  $dQ/dt$  – тепловой поток за единицу времени,  $S$  – средняя площадь сечения,  $\Delta T/\Delta Z$  – градиент температуры. Данное выражение представляет собой закон теплопроводности Фурье, где температура меняется линейным расстоянием. Для расчета коэффициента решеточной теплопроводности был выбран алгоритм Ланджевена [10], основанный на методе неравновесной молекулярной динамики. Этот алгоритм легко реализуется с использованием пакета LAMMPS.

Исходную структуру диаманта выдерживали при температуре  $T$ , которой нужно было произвести расчет теплопроводности. После в исходной структуре создавались зоны "горячего" и "холодного" термостатов, в которых на протяжении всего времени моделирования поддерживалась постоянная температура ( $T \pm \Delta T$ ). Поскольку граничные условия заданы периодические, следовательно, "горячий" и "холодный" термостаты задаются не на границе расчетной ячейки, а на расстоянии одной четвертой части длины от обоих концов расчетной ячейки и, соответственно, между ними расстояние равно половине длины расчетной ячейки. В результате градиента температур между термостатами возникал тепловой поток  $dQ$ . расчетная ячейка разбивалась на слои поперек направления распространения теплового потока. Толщина каждого слоя составляла 5% от размера исходной решетки, и в каждом слое вычислялась мгновенная средняя температура. Распределение температуры по слоям отслеживалось в течение определенного периода моделирования до достижения стационарного режима.

На основе подхода, изложенного выше, были проведены численные эксперименты по определению коэффициента теплопроводности диаманта. Средняя температура диаманта изменялась в интервале  $100\text{--}750 \text{ K}$ . Во всех численных экспериментах стационарное значение разности температур в "горячей" и "холодной" областях не превышало величину  $\sim 10\%$  от средней температуры.

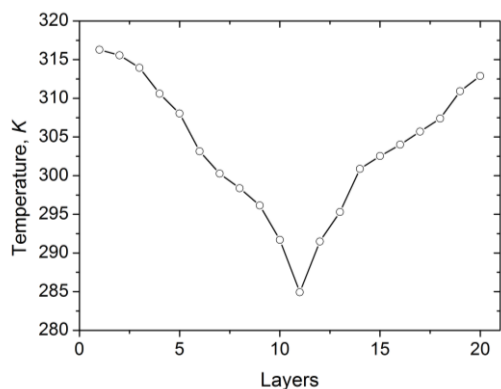


Рисунок 2 – Стационарное распределение температуры по длине D-AA при  $T_{cp} = 300K$ .

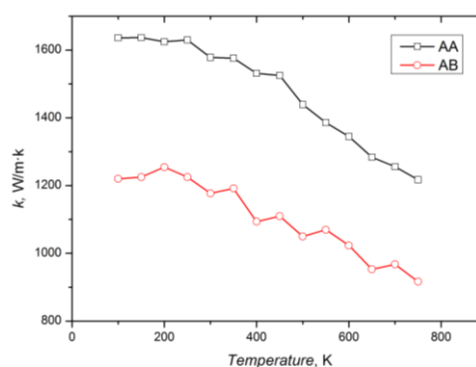


Рисунок 3 – Зависимость решеточной теплопроводности алмаза от температуры.

На рис. 2 показан один из вариантов расчета распределения температуры по длине алмаза. Как видно из результатов, приведенных на рис. 2, на кривой распределения температуры по длине алмаза можно выделить линейный участок.

На рис. 3 приведены полученные расчетные значения коэффициента теплопроводности алмаза. Наблюдаемый эффект снижения коэффициента теплопроводности алмаза с ростом температуры, можно объяснить уменьшением средней длины свободного пробега фононов относительно фонон-фононного рассеяния. При низких температурах наблюдается горизонтальный участок, но отметим, что при низких температурах наряду с фононной теплопроводностью присутствует еще и электронная теплопроводность, что в данной модели не учитывается.

В качестве заключения отметим, что теплопроводность чистого алмаза ниже теплопроводности графена, но выше, чем во многих металлах.

**Исследование выполнено в рамках гранта Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых и госзадания ИПСМ РАН.**

1. L. A. Chernozatonskii, P. B. Sorokin, A. G. E. Kvashnin, D. G. E. Kvashnin, JETP Lett., 2009, 90, 134–138.
2. F. Piazza, M. Monthieux, P. Puech, I. C. Gerber, K. Gough. MDPI C - J. Carbon Research. 7 (1), 9 (2021).
3. R. S. Ruoff. MRS Bull. 37 (12), 1314-1318 (2012). doi:10.1557/mrs.2012.278.
4. L. A. Chernozatonskii, P. B. Sorokin, A. A. Kuzubov, B. P. Sorokin, A. G. Kvashnin, D. G. Kvashnin, P. V. Avramov, B. I. Yakobson. J. Phys. Chem. C. 115 (1), 132–136 (2010).
5. L.Zhu , L.Wu and F.Ding, Giant Thermal Conductivity in Diamane and the Influence of Horizontal Reflection Symmetry on Phonon Scattering // Nanoscale, 2019,11, 4248-4257
6. B. Mortazavi, F. Shojaei, B. Javvaji, M. Azizi, H. Zhan, T. Rabczuk, X. Zhuang. Appl. Surf. Sci. 528, 147035 (2020).
7. J. H. Los, A. Fasolino, Intrinsic long-range bond-order potential for carbon: Performance in Monte Carlo simulations of graphitization, Phys. Rev. B 68, 024107 (2003)
8. Bhalla P., Kumar P., Das N., Singh N. Theory of the dynamical thermal conductivity of metals // Physical Review B, 2016, vol. 94, iss. 11, article: 115114, 12 p.
9. Müller-Plathe F. A simple nonequilibrium molecular dynamics method for calculating the thermal conductivity // Journal of Chemical Physics, 1997, V.106, № 14, p. 6082
10. Wirnsberger P., Frenkel D., Dellago C. An enhanced version of the heat exchange algorithm with excellent energy conservation properties // Journal of Chemical Physics, 2015, vol. 143, article: 124104, 8 p.

## МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ГИРАТОР НА ОСНОВЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ СТРУКТУР МЕТГЛАС-ЦТС-МЕТГЛАС

Филиппов Д.А.<sup>1</sup>, Лалетин В.М.<sup>2</sup>, Поддубная Н.Н.<sup>2</sup>, Удальцова Е.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого,  
Великий Новгород, Россия, e-mail: dmitry.filippov@novsu.ru

<sup>2</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси,  
Витебск, Беларусь, e-mail: laletin57@rambler.ru

В работе представлены результаты теоретического и экспериментального исследования классического гиратора, состоящего из катушки индуктивности, внутри которой находится трехслойная магнитоэлектрическая (МЭ) структура Метглас-ЦТС-Метглас. В основу теоретического исследования положена система уравнений эластодинамики и электростатики. Решая систему уравнений получено выражение для коэффициента  $I/V$  преобразования  $K_{IV} = V_{out}/I_{in}$  в следующем виде:

$$|K_{IV}| = \frac{Y^p d_{31}^p q_{11}^m}{\varepsilon_{33}} \left| \frac{\tan(\kappa)}{\kappa} \right| t^p n \frac{(R_L/X_C)}{\sqrt{1 + ((R_L/X_C)\Delta_a)^2}}. \quad (1)$$

Здесь  $Y^p$  – модуль Юнга пьезоэлектрика,  $d_{31}^p, q_{11}^m$  – компоненты пьезоэлектрического и пьезомагнитного тензоров,  $\varepsilon_{33}$ ,  $t^p$  – диэлектрическая проницаемость и толщина пьезоэлектрика соответственно,  $n$  – число витков на единицу длины катушки индуктивности,  $\kappa = kL/2$  – безразмерный параметр,  $k = \omega\sqrt{\bar{\rho}/\bar{Y}}$  – волновое число,  $\omega$  – циклическая частота,  $\bar{\rho}, \bar{Y}$  – средняя плотность и средний модуль Юнга структуры,  $L$  – длина образца,  $R_L$  – сопротивление нагрузки,  $X_C = 1/(\omega C)$  – емкостное сопротивление,  $C = \varepsilon_{33}^p \varepsilon_0 WL/t^p$  – емкость МЭ образца,  $\Delta_a = 1 - k_p^2 + k_p^2(Y^p t^p/\bar{Y}t)(\tan(\kappa)/\kappa)$  – зависящий от частоты параметр,  $k_p^2 = Y^p(d_{31}^p)^2/\varepsilon_{33}$  – квадрат коэффициента электромеханической связи. Данное уравнение позволяет, зная параметры МЭ структуры и катушки индуктивности, рассчитать частотную и нагрузочные характеристики гиратора.

Для экспериментальных исследований был изготовлен гиратор, состоящий из катушки, намотанный на каркас размером 20x10x5 мм. Внутри каркаса было сквозное прямоугольное отверстие размером 5.5x1.5 мм для помещения в него МЭ гетероструктуры. Каркас был изготовлен с помощью печати на 3D-принтере. На каркас была намотана катушка из медной проволоки диаметром  $d=0.35$  мм, состоящая из 152 витков. МЭ гетероструктура состояла из пластинки пьезокерамики ЦТС - 19 с электродами, полученными вжиганием серебряной пасты («Пьезоприбор», Ростов-на-Дону) и двух слоев аморфного нанокристаллического сплава марки АМАГ 212N производства ПАО «Мстатор» (Боровичи, Россия). Размеры пьезоэлектрической пластинки составляли 20x5x0.3 мм, размеры одного слоя аморфного сплава 18x5x0.06 мм. Вся система помещалась в соленоид диаметром  $D=20$  мм и длиной  $L=180$  мм и содержащий  $N=500$  витков из медной проволоки диаметром 0.7 мм. Для создания поля подмагничивания на соленоид подавалось постоянное напряжение от источника питания UT 3010E. На катушку гиратора подавалось переменное напряжение от генератора сигналов АК ИП-3410/4. Сопротивление нагрузки создавалось с помощью магазина сопротивлений, а напряжение на сопротивлении нагрузки измерялось с помощью вольтметра АК ИП – 2101 Модуль коэффициента  $I-V$  – преобразования рассчитывался как отношение напряжения на нагрузочном сопротивлении к входному току на катушке гиратора.

На рис.1 и рис. 2 приведены частотные и нагрузочные зависимости модуля коэффициента  $I-V$ –преобразования, рассчитанные теоретически с использованием уравнения (1) и полученные экспериментально.

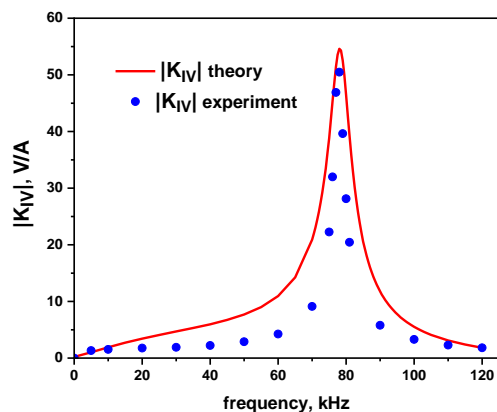


Рисунок 1 – Частотная зависимость модуля коэффициента I-V – преобразования. Сплошная линия – теория, точки – эксперимент

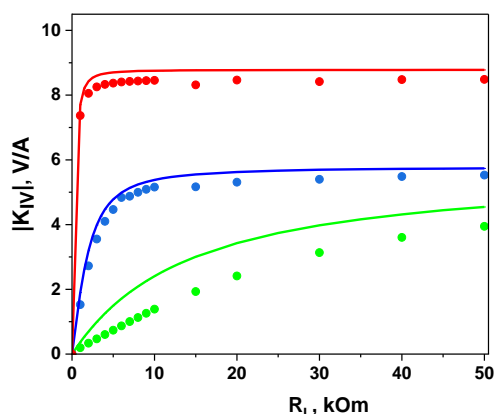


Рисунок 2 – Нагрузочная характеристика МЭ гиратора. Сплошные линии – теория, точки – эксперимент. Зеленый цвет частота  $f = 1 \text{ kHz}$ , синий –  $f = 10 \text{ kHz}$ , красный –  $f = 50 \text{ kHz}$

При расчетах использовались параметры структуры, представленные в таблице.

Таблица – Значения параметров материалов

Параметр	Материал	Пьезоэлектрик ЦТС - 19	Магнетик АМАГ 212N
Длина пластинки, mm		20	18
Ширина пластинки, mm		5	5
Толщина слоя, mm		0.3	0.12
Плотность, $\text{kg/m}^3$		7000	7700
Модуль Юнга, GPa		67	110
Относительная диэлектрическая проницаемость $\epsilon_{33}^p$		1750	-
Пьезомодули: $d_{31}^p$ , pC/N, $q_{11}^m$ , ppm/Oe		-175-	0.3

Как видно из рис.1, частотная зависимость модуля коэффициента I-V – преобразования имеет резонансный характер. Основная резонансная частота соответствует условию, когда безразмерный параметр  $\kappa$  примерно равен  $\kappa \cong \pi/2$ . Отсюда для резонансной частоты получаем соотношение  $f_{res} \cong (1/2L)\sqrt{\bar{Y}/\bar{\rho}}$ .

В полном соответствии с теорией вне резонансной области при малых сопротивлениях нагрузки, когда отношение  $(R_L / X_C \ll 1)$  величина  $|K_{IV}|$  линейно зависит от частоты. При малых сопротивлениях нагрузки величина  $|K_{IV}|$  линейно возрастает с увеличением сопротивления нагрузки и достигает насыщения при больших сопротивлениях, причем чем больше частота, тем раньше наступает насыщение. Следует также отметить, что при насыщении величина  $|K_{IV}|$ , так же, как и величина МЭ коэффициента по напряжению  $\alpha_E$ , пропорциональна отношению  $\frac{d_{31}^p}{\epsilon_{33}}$ , в то время как в области, где  $\frac{R_L}{X_C} \ll 1$  его величина пропорциональна просто  $d_{31}^p$ .

**Работа выполнена при поддержке гранта РФФ проект № 22–19–00763**

**КОМПЛЕКСНОЕ ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ АНАЛИЗА ПОВЕРХНОСТИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБЪЕКТОВ ИСТОРИЧЕСКОЙ ХУДОЖЕСТВЕННОЙ КЕРАМИКИ НА ПРИМЕРЕ ФРАНЦУЗСКОГО ФАРФОРА И ФАЯНСА XIX В**

**Вахрушев В.О.<sup>1,2</sup>, Вайнштейн Д.Л.<sup>1,2,\*</sup>, Ковалев А.И.<sup>1,2</sup>, Коновалов Е.П.<sup>1,2</sup>, Шлыкова Т.В.<sup>1,3</sup>, Кузьмина Э.В.<sup>3</sup>, Дробаха Е.С.<sup>1,3</sup>**

<sup>1</sup>ООО НТВП «Поверхность», г. Москва, Россия

<sup>2</sup>ГНЦ ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский государственный институт культуры, Санкт-Петербург, Россия  
E-mail: d\_wainstein@sprg.ru

В мастерскую реставрации керамики и стекла СПбГИК на реставрацию и экспертизу поступило два керамических объекта XIX века из частных коллекций. Это фаянсовый кувшин фабрики Саргемина и фарфоровая бутылочная передача неустановленной французской фабрики, но с клеймом Севрской мануфактуры: вензелем из двух скрещенных букв L. Проставленный фабричный знак не является, тем не менее, достаточным основанием для причисления изделия к тому или иному заводу [1]; до определенного периода имитация изделий знаменитой мануфактуры с копированием клейма не считалась предосудительной.

До недавнего времени продукция средних и малых керамических производств считалась в определенной мере вторичной и получила относительно мало внимания специалистов. Однако сегодня приходит понимание, что эти объекты столь же ценны, сколь и продукция ведущих заводов. Такие памятники иллюстрируют особую страницу эпохи, к которой принадлежат, показывая определенный срез быта, вкусов, предпочтений и ответ на них художественной промышленности своего времени.

Первый объект – бутылочная передача, ёмкость для бутылки с шампанским и льда, сосуд цилиндрической формы с двумя хватками. Материал – фарфор, роспись надглазурная, крытьё, золочение, цировка, эмали (Рисунок 1 (а)). Композиция фронтальная, рассчитана на два основных ракурса. Внешняя поверхность под крытьём бирюзового цвета; в резерве хватки и два крупных медальона между ними. Сюжетные сцены в медальонах выполнены в технике надглазурной росписи.



Рисунок 1 – Внешний вид объектов и образцов: а – бутылочная передача; б – кувшин; в – фрагменты, отобранные для исследований (1 от бутыл. передачи, 2 от кувшина)

Второй объект – пивной кувшин фабрики Саргемина (Рисунок 1 (б)). Это сосуд прямых линий, вертикальных пропорций; ручка прямых линий, с одним изломом. Сосуд с низким рельефным декором, выполнен в технике отливки в форму. Материал – фаянс; изнутри сосуд покрыт непрозрачной бирюзовой глазурью, снаружи – прозрачной тёмно-зелёной. Сюжетный декор изображает сельский праздник у таверны, вход в которую маркирован гексаграммой. На дне штамп фабрики Sarreguemines. Фабрика Саргемина находилась в Лотарингии (северо-восток Франции) и

функционировала в XVIII - XX вв. При поступлении в реставрацию кувшин, как и бутылочная передача, был существенно повреждён: разбит на части с многочисленными выкрошками черепка и глазури.

Момент передачи в реставрацию является наиболее удачным для проведения комплексного исследования памятника. С одной стороны, реставрация предоставляет исследователю углублённые возможности для изучения: имеется в виду доступность мелких фрагментов (Рисунок 1 (в)), пригодных для исследований на приборах, включая временно открытые торцы / грани и сломы / сколы, а также раскрытые от позднейших наслоений подлинные поверхности. Такие исследования, проведённые до и во время реставрации, могут дать ценные сведения для атрибуции памятников. С другой стороны, эти данные могут влиять на разработку и реализацию оптимальной программы реставрации, т.е. реставрация и исследования взаимно дополняют и обогащают друг друга.

Микроструктура изломов и исследование состава поверхности с помощью рентгеноспектрального микроанализа (РСМА, EMP) изучалась на сканирующем электронном микроскопе Prisma E (Thermo Scientific, Чехия). Исследования состава поверхности с высокой локальностью по глубине проводили методами масс-спектрометрии вторичных ионов (МСВИ, SIMS) на времяпролётном масс-спектрометре TOF.SIMS5-100 (IONTOF GmbH, Германия), оснащённым сканирующим источником ионов Вi с разрешением по площади 25 нм и источниками ионов Cs и O для построения глубинных профилей, а также методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС, XPS) с использованием рентгеновского источника с двойным Al-Mg анодом в излучении Al K $\alpha$  ( $h\nu = 1486.6$  eV, ширина линии Au 4f<sub>3/2-5/2</sub> на половине высоты (полуширина) = 0.9 eV) и Оже-спектроскопии (ОЭС, AES), включая Оже-микроскопию, с использованием сканирующего источника электронов LEG-200 при ускоряющем напряжении 1500 В на электронном спектрометре ESCALAB Mk2 (VG, Великобритания). Зарядка образца компенсировалась потоком медленных электронов источника EMU-50 с энергией 45 эВ. Управление спектрометром и регистрация спектров осуществлялась программой Spectrum2 [3], обработка спектров проводилась программой UNIFIT2007 [4]. Значения энергий связи корректировались по положению линии C 1s. Обработка микроскопических изображений и измерения проводили с использованием программы ImageJ [5].

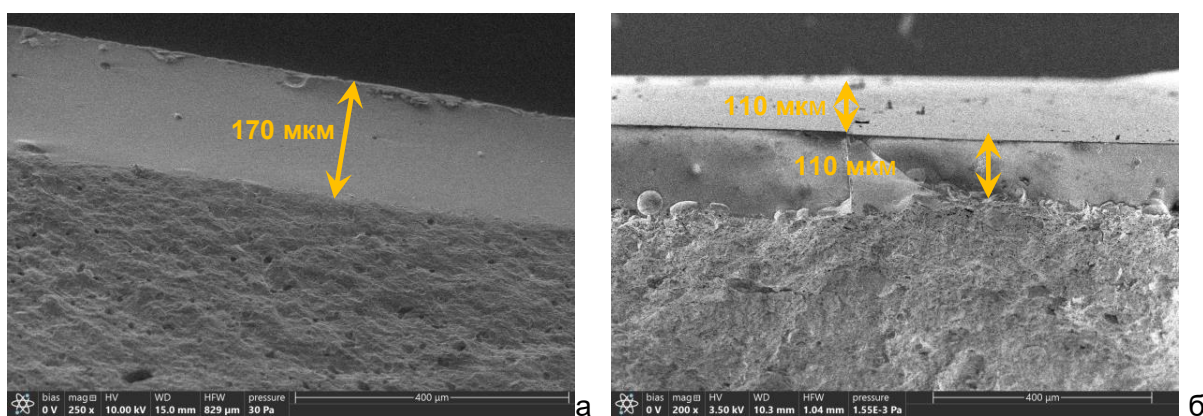


Рисунок 2 – Микроструктура изломов образцов 1 (а) и 2 (б)

В докладе будут обсуждены различия в характере разрушения фарфора и фаянса (Рисунок 2), особенности химического состава по основным элементам и примесям и распределения элементов в глазурных слоях и керамической массе по данным РСМА, РФЭС, ОЭС (Рисунок 3) и МСВИ в сопоставлении с литературными данными для Севрского фарфора [6, 7] и фаянса [8].



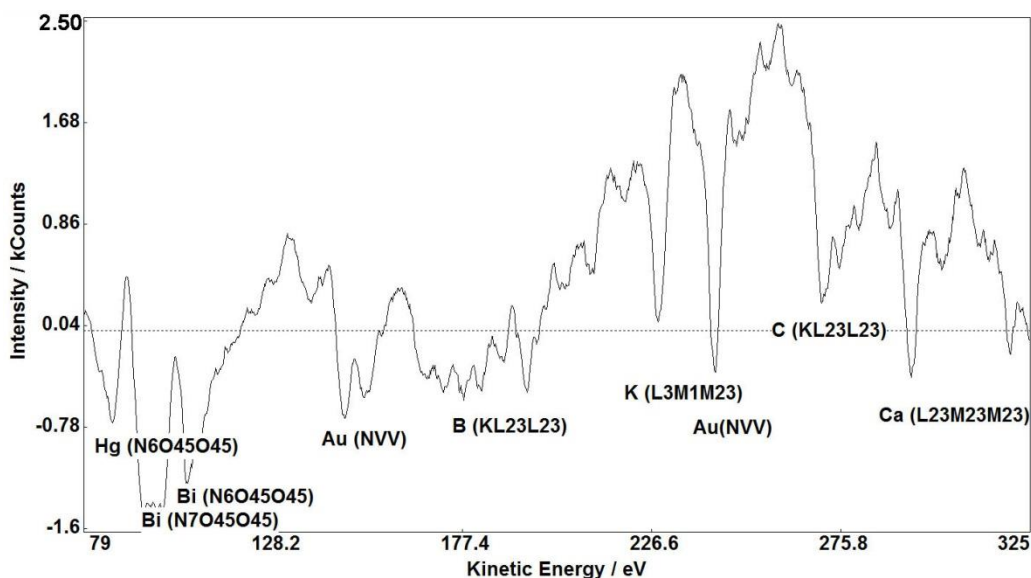


Рисунок 3 – Спектр Оже-электронов в диапазоне 79 – 325 эВ, полученный от позолоченного участка образца 1.

#### БЛАГОДАРНОСТИ

Работа была выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 21-19-00412 <https://rscf.ru/project/21-19-00412/>

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Worthpoint A. Fake porcelain Marks: Recognizing Forged or imitation Marks on Ceramics / A. Worthpoint (электронный ресурс) <http://www.worthpoint.com/blogentry/fake-porcelain-marks-recognizing-forged-or-imitation-marks-ceramics>
2. La Faïence fine Française des origines à 1820, à l'exposition du Musée National de Céramique // Cahiers de la céramique du verre et des arts du feu. – 1969. - № 44. – P. 171-227
3. Система управления спектрометром и регистрации спектра Spectrum2 (электронный ресурс) <https://www.sprg.ru/spectrum.html>
4. UNIFIT for Windows Software. Unifit Scientific Software GmbH. (электронный ресурс) <http://www.unifit-software.de>
5. Schneider, C. A., Rasband, W. S., & Eliceiri, K. W. (2012). NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. *Nature Methods*, 9(7), 671–675. doi:10.1038/nmeth.2089
6. Edwards H. G. M. Porcelain Analysis and Its Role in the Forensic Attribution of Ceramic Specimens. – Cham, Switzerland : Springer, 2022.
7. Campanile, Assunta, et al. "Facile synthesis of nanostructured cobalt pigments by Co-A zeolite thermal conversion and its application in porcelain manufacture." *Scientific Reports* 10.1 (2020): 1-9.
8. Peiffer J.G. (2007) - Faïences à corps blanc. In: *Série blanche: la céramique, naissance d'une industrie au Coeur de l'Europe*. (eds): C.Chariot and E.Decker, Editions Musées gaumais et Musées de Sarreguemines, Sarreguemines (France), 81-165.

**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ FE-CO-NI-CR-C, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ**

**Поволяева Е.А.\* , Астахов И.И., Шайсултанов Д.Г., Аль-Обаиди З.М.Х., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В.**

*Федеральное Государственное Автономное Образовательное Учреждение Высшего Образования «Белгородский государственный национальный исследовательский университет» (НИУ «БелГУ»), г. Белгород  
E-mail: povolyaeva@bsu.edu.ru*

Образцы среднеэнтропийного сплава Fe<sub>65</sub>(CoNi)<sub>25</sub>Cr<sub>9,5</sub>C<sub>0,5</sub> (ат.%) с практически беспористой структурой (объемная доля пор не превышала 0,5%) были получены методом селективного лазерного спекания (СЛС). В исходном состоянии микроструктура сплава состояла из гцк зерен, внутри которых сформировалась ячеистая субструктура. Исследовались механические свойства сплава, полученные в результате испытаний на одноосное растяжение при комнатной и криогенной температурах. Выявлено, что сплав обладает высокими механическими свойствами в криогенных условиях (предел текучести 680 МПа, предел прочности 1800 МПа, удлинение до разрушения 26%). Высокие показатели механических свойств при криогенной температуре испытаний (-196 °С) связаны с развитием мартенситного превращения (TRIP эффект). В работе подробно обсуждаются влияние параметров СЛС на структуру и механические свойства сплава.

**Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 20-79-10093). Работы проводились с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".**

## РЕЖИМ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БИОСОВМЕСТИМОГО ПОРОШКА СПЛАВА НА ОСНОВЕ СО-СР МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ АТОМИЗАЦИИ

Поволяева Е.А.\*, Астахов И.И., Озеров М.С., Жеребцова Н.Ю., Шайсултанов Д.Г.,  
Аль-Обаиди З.М.Х., Жеребцов С.В.

*Федеральное Государственное Автономное Образовательное Учреждение  
Высшего Образования «Белгородский государственный национальный  
исследовательский университет» (НИУ «БелГУ»), г. Белгород*

*\*E-mail: povolyaeva@bsu.edu.ru*

В настоящее время одними из наиболее перспективных сплавов биомедицинского назначения являются сплавы на основе Со-Сг благодаря их привлекательным свойствам: высокой коррозионной стойкости, биосовместимости, способности выдерживать большие нагрузки. Сплавы на основе Со-Сг применяются для изготовления коронок, зубных имплантатов, искусственных тазобедренных суставов и т.д. Перспективным способом изготовления изделий биомедицинского применения из сплавов Со-Сг представляются подходы, основанные на технологиях аддитивного производства (АП), основное преимущество которых по сравнению с традиционными методами – создание деталей сложной геометрической формы с минимальной последующей механической обработкой. В свою очередь для развития методов АП необходимо обеспечить получение порошкового материала соответствующего состава. Однако существуют определенные сложности изготовления порошков, связанные с получением сфероидизированных мелкодисперсных частиц с сохранением концентрации элементов в составе, соответствующей исходному состоянию. Устранить эти проблемы возможно применением ультразвукового распыления, которое позволяет производить высококачественный порошок из металлических сплавов.

В работе подробно исследованы режимы получения порошка заданной фракции инновационного конструкционного материала на базе системы Со-Сг методом высокочастотной ультразвуковой атомизации. Наиболее привлекательный режим ультразвуковой атомизации, позволяющий получить порошки сферической формы с наименьшим размером частиц и включающих в себя сравнительно небольшую долю агломерированных частиц имеет следующий вид: подача газа 65%, ток 160 А, амплитуда колебаний ультразвуковой системы 75%. В связи с тем, что материалы, предназначенные для стоматологических применений, находятся в постоянном контакте с тканями человека и, следовательно, должны быть безвредными для человеческого организма, дополнительно были проведены исследования на цитотоксичность полученного порошка сплава на основе Со-Сг. Выявлено, что порошок сплава  $Co_{63}Cr_{29}Mn_1Mo_5W_1C_{0.5}$  не обладает цитотоксическим эффектом, не препятствует пролиферации МСК (мезенхимальных стволовых клеток) и является адгезивным субстратом.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках соглашения от "24" июня 2021г. № 075-11-2021-046 (ИГК 000000S407521QLP0002) с АО «ОЭЗ «ВладМиВа» по комплексному проекту "Организация высокотехнологичного производства экспортноориентируемых медицинских изделий на основе инновационных конструкционных материалов с целью импортозамещения на базе разработанных технологий", при участии НИУ «БелГУ» в части выполнения научно-исследовательских, опытно-конструкторских и технологических работ с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОЛЬГИ СПЛАВА Al-Si-(Mg-Mn-Fe-Ni-Cu), ПОУЧЕННОЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

Рубаник В.В., Шепелевич В.Г., Гусакова О.В.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

Международный государственный экологический институт им. А.Д.Сахарова БГУ,

Минск, Беларусь

e-mail ol.gusakova@gmail.com

Сплавы Al-Si (силумины) благодаря своим функциональным характеристикам широко применяются в различных отраслях промышленности. Именно поэтому потребность в улучшении их технических характеристик не ослабевает. Основной задачей исследователей и разработчиков является получение сплавов с дисперсными глобулярными частицами кремния. Распространенные способы использования различных модифицирующих добавок (Na, P, Sc) обеспечивают разветвление и уменьшение пластин эвтектического кремния. Получение равноосных или глобулярных частиц кремния возможно только при использовании высокоскоростной кристаллизации. Поэтому в настоящей работе представлены результаты исследования микроструктуры силуминов, полученных методом сверхбыстрой закалки из расплава при скорости охлаждения расплава не менее  $10^5$  K/c.

Для исследования отбиралась фольга толщиной 100 -110мкм сплава Al-Si-M (элементный состав, мас. %: 12,5Si; 0,8Mg; 0,4Mn; 0,7Fe; 0,9Ni; 1,7Cu – остальное Al) и АК12оч (элементный состав, мас. %: 12,6Si; 0,2Fe – остальное Al). Микроструктура и элементный состав исследовались с помощью СЭМ с рентгеноспектральным микроанализатором. Микротвердость измерялась методом Виккерса на установке 735MVA при нагрузке 50 г. Трибологические испытания проводились при возвратно поступательном движении индентора из твердого сплава ВК8, при скорости его движения 2 мм/с, нагрузке 0,2 Н в условиях сухого трения.

Микроструктура поперечного сечения и карта распределения кремния исследуемых сплавов приведена на рисунке 1.

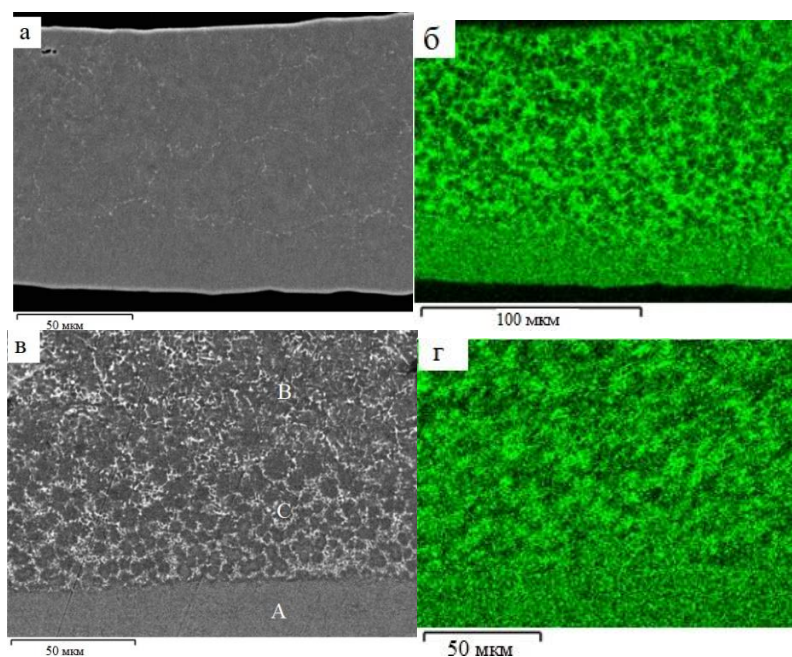


Рисунок 1 – Микроструктура (а, в) и карта распределения кремния (б,г) фольги сплавов: АК12оч (а, б) и сплава Al-Si-M (в, г)

Установлено, что фольга силуминов, получаемых методом сверхбыстрой закалки из расплава, характеризуется слоистой микроструктурой при постоянном

составе по толщине [1]. В зависимости от толщины фольги и её состава могут формироваться три или два выраженных слоя. Однородной по толщине микроструктурой обладает фольга с толщиной не более 20 мкм [4]. В исследуемом нелегированном эвтектическом промышленном силумине марки АК12оч на изображении микроструктуры присутствие слоев заметно слабо, однако распределение Si в слое толщиной 20-30 мкм, прилегающем к кристаллизатору, однородно, как показано на карте распределения (рис.1б). В изображении микроструктуры фольги сплава Al-Si-M четко выделяются три слоя: А, С и В. Хороший контраст на изображении микроструктуры, полученном в СЭМ с использованием отраженных электронов, обусловлен присутствием металлов, с высоким коэффициентом отражения.

Причиной слоистости микроструктуры является непрерывное изменение скорости затвердевания расплава по мере продвижения границы раздела твердое тело-расплав от поверхности, прилегающей к кристаллизатору к свободно затвердевающей поверхности.

Показано [1], что микроструктура слоя А формируется в результате безразделительной кристаллизации и состоит из микронных зерен  $\alpha$ -Al, в которых равномерно распределены глобулярные включения кремния, со средним размером 100 нм. В фольге сплава Al-Si-M в слое А кроме кремния присутствуют также кластеры интерметаллических соединений, на основе легирующих элементов. По мере уменьшения переохлаждения расплава из-за выделения скрытой теплоты кристаллизации и ухудшения теплоотвода наблюдается переход к образованию термических дендритов с наноразмерными параметра фазы кремния и алюминия. Слой В содержит первичные дендриты  $\alpha$ -Al, смесь алюминия и тонкопластинчатых дендритов кремния в междендритном пространстве. Микроструктура слоя С представляет собой промежуточный слой, содержащий термические дендриты и участки вокруг них, полученные при разделительной кристаллизации. В слоях С и В часть легирующих элементов оттесняется к границам первичных дендритов  $\alpha$ -Al, образуя на границах эвтектических зерен тонкий слой [3].

На рисунке 2 приведены изображения микроструктуры слоев. Для выявления микроструктуры было проведено травление предварительно полированных образцов десятипроцентным водным раствором NaOH, направленное на удаление фазы алюминия.

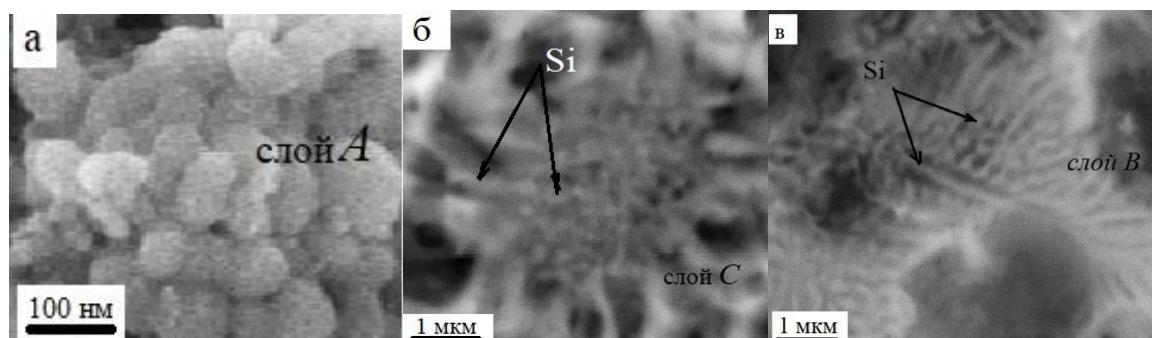


Рисунок 2 – Микроструктура слоев фольги Al-Si-M: а –слой А, б –слой С, в – слой В

Учитывая различную микроструктуру слоев измерения микротвердости проводили в каждом слое на полированном поперечном сечении фольги. Значения микротвердости для сплавов АК12оч и Al-Si-M приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Микротвердость фольги сплавов АК12оч и Al-Si-M

Сплав	Микротвердость, МПА		
	Слой А	Слой С	Слой В
АК12оч	1100	1050	1060
Al-Si-M	1630	1940	1750

Проанализированы возможные механизмы торможения дислокаций при пластической деформации. В сплаве АК12оч в слое А основным препятствием движению дислокаций являются наноразмерные частицы кремния и границы зерен (средний размер зерна  $d=8,3$  мкм). В сплаве Al-Si-M дополнительный вклад в микротвердость вносят кластеры на основе интерметаллических соединений и повышение плотности границ зерен ( $d=3,3$  мкм). Повышение микротвердости сплава Al-Si-M в слоях С и В обусловлено выделением на границах зерен интерметаллических включений, являющихся эффективным препятствием передачи деформации из деформированного зерна в соседнее.

На рисунке 3 приведены результаты трибологических испытаний исследованных сплавов АК12оч и Al-Si-M, при трении по поверхности фольги, прилегающей к кристаллизатору.

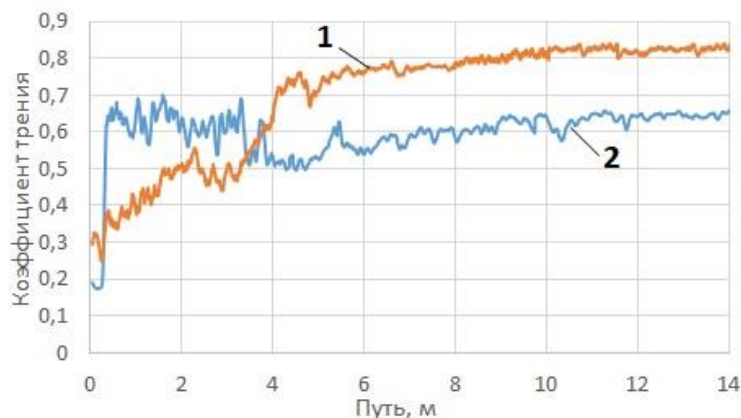


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента трения от пути, пройденном индентором: 1- сплава АК12оч, 2 – сплав Al-Si-M.

Показано, что на стадии установившегося изнашивания коэффициент трения ( $\mu$ ) сплавов, легированных металлами, на 25 % ниже  $\mu$  сплава АК12оч, что обусловлено повышением твердости сплава и уменьшением фактической площади контакта. На стадии приработки сплавах образуется окисная пленка алюминия, которая постепенно отслаивается и оттесняется к краям трека. Повышение температуры в зоне трека приводит к сфероидизации пластинчатых включений кремния, укрупнению включений интерметаллического соединения  $Al_{17}(FeMn)Si_2$ . Аналогичные результаты получены при трении по свободно затвердевающей поверхности фольги.

Таким образом, затвердевание при скорости охлаждения расплава  $10^5$  К/с и многокомпонентное легирование сплава АК12оч металлами (Mg, Mn, Fe, Cu, Ni) приводят к повышению микротвердости в 3-4 раза и снижению коэффициента трения, по сравнению с литым сплавом АК12оч.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

Гусакова О.В., Гусакова С. В., Шепелевич В.Г. Влияние скорости охлаждения расплава на микроструктуру сплава Al-Si, легированного Mg, Mn, Fe, Ni и Cu //Физика металлов и металловедение, 2022, Т. 123, № 5, С. 533-540.

## ОСОБЕННОСТИ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ТЕЛА ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

**Веремейчик А.И., Хвисевич В.М., Холодарь Б.Г., Мазырка М.В.**

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

E-mail: vai\_mrtm@bstu.by

В технологических процессах термоупрочнения деталей машин, как правило, приходится иметь дело с воздействием высоких температурных полей, что приводит к изменению теплофизических параметров материала. Для оптимизации таких технологических процессов важнейшее значение имеет определение значений температуры в любой точке детали. Это требует постановки, разработки математической модели и численной реализации задач теплопроводности. Немаловажным фактором при постановке задач имеет учет изменения теплофизических параметров, и, в частности, коэффициента теплопроводности материала в зависимости от температуры. Как отмечено в работе [1], коэффициент теплопроводности различных веществ изменяется в широких пределах и зависит от химического состава, физического строения и состояния вещества, а также от температуры. Для многих металлов коэффициент теплопроводности уменьшается с возрастанием температуры  $T$  по линейному закону:

$$\lambda = \lambda_0 (1 - kT), \quad (1)$$

где  $k$  – определяется на основании экспериментальных данных [1];  $\lambda_0$  – коэффициент теплопроводности при исходной температуре.

В настоящей работе предлагается способ, позволяющий поставить и реализовать краевую задачу теплопроводности с учетом изменения коэффициента теплопроводности от температуры, используя теорию потенциала. Для численной реализации таких задач имеется ряд эффективных численных методов, например таких как метод конечных элементов на основе которых построены, созданы соответствующие программные продукты *NASTRAN*, *ANSYS* и др.

Рассмотрим стационарное поле температуры  $T$  в декартовой системе координат  $(x_1, x_2, x_3)$ . Температуру  $T$  можно определить в результате решения краевой задачи теплопроводности. Предположим, что источники тепла отсутствуют, а коэффициент теплопроводности является функцией температуры  $\lambda = \lambda(T)$ .

Температурное поле  $T$  удовлетворяет уравнению теплопроводности:

$$\operatorname{div}(\lambda \operatorname{grad} T) = 0. \quad (2)$$

Вспользуемся функцией теплопроводности:

$$T^* = \int_0^T \lambda(T) dT. \quad (3)$$

Тогда:

$$\frac{\partial T^*}{\partial x_i} = \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial x_i}. \quad (4)$$

Граничные условия при постановке задачи теплопроводности связаны со способами теплопередачи на поверхности тела. В данном случае температура задаётся на поверхности тела  $T = F(x_i)$ , т.е. рассматривается задача Дирихле для уравнения Лапласа. Подставляя (4) в уравнение (2), приходим к уравнению

$$\Delta T^* = 0. \quad (5)$$

Возможен и другой вариант: когда задаётся плотность теплового потока на поверхности.

Определив  $T(x_1, x_2, x_3)$ , реализовав уравнение (5) и учитывая неявную зависимость (3), можно определить температуру  $T$  в любой точке тела.

Для численной реализации уравнения (5) используется метод интегральных уравнений теории потенциала.

Рассмотрим краевую задачу Дирихле для многосвязной плоской области  $D$ . Решение этой задачи будем разыскивать в виде потенциалов простого и двойного слоев [2]:

$$T^*(x) = \frac{1}{2\pi} \int_L \left[ \ln \frac{1}{r} \frac{dT^*(y)}{dn} - T^*(y) \frac{d}{dn} \left( \ln \frac{1}{r} \right) \right] dl, \quad (6)$$

где  $L$  – контур рассматриваемой многосвязной области,  $x, y$  – параметрическая и текущая точки при интегрировании,  $n$  – вектор нормали к контуру в текущей точке,  $r$  – расстояние между параметрической и текущей точками,  $r = (y-x) = \sqrt{(y_i-x_i)(y_i-x_i)}$ ,  $i = 1, 2, y \in L$ .

Подставляя (6) в граничные условия этой краевой задачи с учетом дифференцирования получим интегральное уравнение плоской краевой задачи теплопроводности для многосвязной области:

$$\pi \cdot T^*(x) = \int_L \left( \frac{dT^*(y)}{dn} \cdot \ln \frac{1}{r} + T^*(y) \cdot \frac{\cos \varphi}{r} \right) dl, \quad (7)$$

где  $\varphi$  – угол между вектором  $\vec{r}$  и внешней нормалью  $\vec{n}$  к контуру  $L$ .

На основе метода механических квадратур разработан алгоритм численного решения этого уравнения [3]. Интегралы в (7) заменялись конечной суммой, когда границу области, плоскую кривую с кусочно-непрерывной кривизной  $L$ , заменяли конечной суммой отрезков  $\Delta l_i$  ( $i=1, 2, \dots, n$ ). В результате решение задачи сводилось к решению системы линейных алгебраических уравнений, реализация которой позволила определить функцию  $T^*(x)$ , а затем с учетом (3) вычислялась температура  $T(x)$  в любой точке области  $D$ .

По данному алгоритму разработана FORTRAN-программа, реализован ряд тестовых задач.

Предложенный способ позволяет свести краевую задачу теплопроводности с переменным коэффициентом теплопроводности к решению уравнения Лапласа (5), что существенно упрощает ее численную реализацию.

На основе данного способа можно численно реализовать также краевые задачи теплопроводности для трехмерной области.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Лыков, А. В. Теория теплопроводности / А. В. Лыков. – М.: Высшая школа, 1967. – 599 с.
2. Гюнтер, Н. М. Теория потенциала и ее применение к основным задачам математической физики / Н. М. Гюнтер. – М.: Гостехиздат, 1953. – 415 с.
3. Хвисевич, В. М. Интегральные уравнения и алгоритм решения плоской краевой задачи стационарной термоупругости методом потенциала / В. М. Хвисевич // Строительная механика и расчет сооружений. – 1991. – № 2. – С. 48–51.



## УСТОЙЧИВОСТЬ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НОВЫХ ДВУМЕРНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР

Галиахметова Л.Х., Полякова П.В., Баимова Ю.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,  
rysaeva.l.h@gmail.com

**Введение.** С момента получения графена, первой двумерной структуры, интерес к подобным структурам возрос. [1]. Примерами структур, похожих на графен являются силицен (Si), фосфорен (P) и борофен (B). Эти структуры также имеют гексагональную ячейку.

Двумерные наноструктуры представляют собой пленки, состоящие от одного до нескольких атомных слоев. Такие наноструктуры обладают уникальными свойствами, которые делают их перспективными для использования в различных областях и популярными объектами исследований на сегодняшний день. Синтез, локальное удаление участков слоя металла лазерным лучом, использование диэлектрика или органического вещества, химическое осаждение на подложке и другие методы помогают предсказать двумерные структуры как теоретически, так и на практике [2, 3]. Благодаря своим размерам и большой площади поверхности двумерные наноструктуры обладают уникальными свойствами. Эти характеристики включают высокую механическую прочность, большую площадь поверхности, высокую электропроводность, высокую теплопроводность и уникальные электронные, оптические и магнитные свойства [4].

Графин, который является предметом исследования, представляет собой двумерную модификацию углерода. Графен состоит из атомов углерода, расположенных в шестиугольной решетке, и обладает высокой механической прочностью, электрической проводимостью и термической стабильностью. Особенностью строения графина является наличие карбиновых цепочек, соединяющие соседние шестиугольники [5, 6]. Особые физические и химические свойства графина привлекают внимание научных и промышленных кругов. Он является одним из наиболее перспективных материалов для разработки механических, электронных и оптических устройств.

В данной работе методом молекулярной динамики проведено исследование деформационного поведения устойчивых графинов в условиях гидростатического давления (растяжения и сжатия).

**Описание модели.** Для исследования деформационного поведения графинов было рассмотрено пять конфигураций. Ячейка периодичности  $a \times b$  имеет размер  $50 \times 50$  Å. К структурам применяются периодические граничные условия в направлении  $x$  и  $y$ , а по  $z$  остается свободная поверхность, для исключения влияния других слоев. Начальные структуры графинов показаны на рисунке 1.

Для проведения исследования свойств двумерных структур находится устойчивое положение. Для этого методом молекулярной динамики проводится релаксация до достижения локального минимума энергии. Моделирование проводилось с использованием свободно распространяемого пакета моделирования LAMMPS и потенциалом межатомного взаимодействия AIREBO [7,8]. Релаксация проводится при температуре близкой к нулю кельвин. Температура в системе поддерживается с помощью термостата Носе-Хувера.

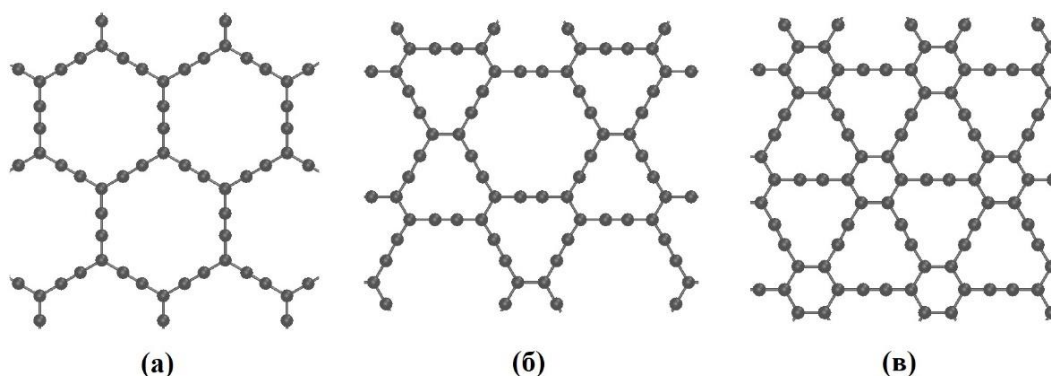


Рисунок 1 – Начальная структура графинов  $\alpha_1$  (а),  $\beta_1$  (б) и  $\gamma_1$  (в) в проекции на плоскость ху.

**Результаты.** Для примера рассмотрим деформационное поведение графина  $\gamma_1$ . На рисунке 2 представлены кривые давление-деформация при гидростатическом сжатии (а) и изменение углов (б) и длин связей (в), на (б) фрагмент структуры с обозначением связей и углов, анализируемых в процессе деформирования. Кривая для 1 К лежит выше и имеет характерный пик при  $\epsilon=0,03$ , до  $\epsilon=0,03$  происходит равномерное сжатие структуры за счет уменьшения длин связей. Дальнейший резкий спуск кривой указывает на искривление решетки структуры. Горизонтальный участок кривой ( $\epsilon$  от 0,05) приходится на деформацию при изгибе решетки с образованием складок. При этом при температуре 300 К сжатие происходит быстрее и не будет иметь такого пика как при 1 К. При гидростатическом сжатии углы в структуре претерпевают наиболее изменение. Угол  $\theta$  до  $\epsilon=0,035$  сначала уменьшается незначительно, а после  $\epsilon=0,035$  изменяется на  $45^\circ$  (от  $175$  до  $130^\circ$ ), далее снова растет на  $10^\circ$ . Углы  $\alpha$  и  $\gamma$  имеют схожий вид кривой, и изменяются равномерно в пределах  $9^\circ$  от  $110$  до  $119^\circ$ . Угол  $\beta$  изменяется зеркально углу  $\alpha$  в пределах от  $120$  до  $130^\circ$ . Изменение длин связей имеют схожий вид кривых, при этом разница между начальной и конечной точкой отсутствует (рис. 3.6. е). До  $\epsilon=0,035$  кривые падают на  $0,05 \text{ \AA}$ , затем снова незначительно растут и выходят на плато при  $\epsilon=0,09$ . Начальные и конечные значений связей для  $a_1 = 1,4 \text{ \AA}$ ,  $a_2 = 1,38 \text{ \AA}$  и  $a_4 = 1,34 \text{ \AA}$ .

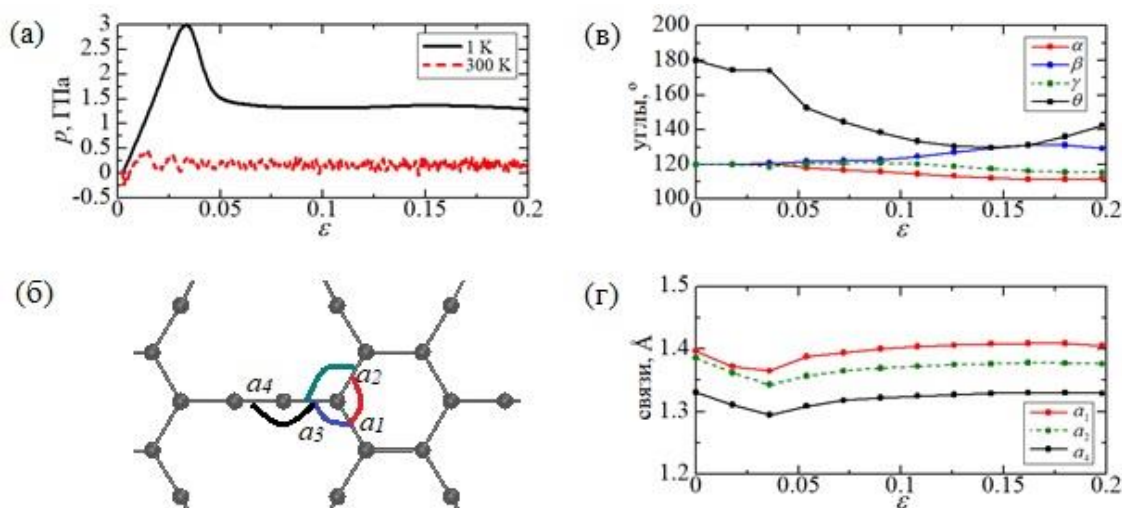


Рисунок 2 – Кривые давление-деформация графина  $\gamma_1$  при гидростатическом сжатии при 1 К (черная сплошная кивая) и 300 К (красная пунктирная кривая) (а), фрагмент расчетной ячейки с обозначением углов и связей, анализируемых при деформации(б), изменение углов (в) и длин связей (г).

**Выводы.** Рассмотрено деформационное поведение нового класса углеродных наноматериалов – графинов. Исследование методом молекулярной динамики показало, что деформация двумерного материала происходит за счет особенностей кристаллического строения графинов. При гидростатическом растяжении основной вклад вносит изменение длин связей, а при гидростатическом сжатии деформация происходит как за счет углов, так и связей.

**Работа проведена при поддержке госзадания ИПСМ РАН.**

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:**

1. K. S. Novoselov, A. K. Geim, S. V. Morozov, et.all. Electric Field Effect in Atomically Thin Carbon Films. *Science*. V. 306. – 2004. – P. 666–669.
2. A. Hayat, M. Sohail. Recent advances, properties, fabrication and opportunities in two-dimensional materials for their potential sustainable applications. *Energy Storage Materials*. V. 59 – 2023. – P.102780.
3. Z. Zhang, Y. Yang, G. Gao, B. Yakobson. Two-Dimensional Boron Monolayers Mediated by Metal Substrates. *Angewandte Chemie International Edition*. V. 54 (44) – 2015. – P. 13022-13026.
4. А.Н. Панченко. Двумерные материалы, их свойства и применение. *Международный журнал гуманитарных и естественных наук*. В. 2-2 (77) – 2023. – С. 132-134.
5. [https://ru.wikipedia.org/wiki/Графин\\_\(вещество\)](https://ru.wikipedia.org/wiki/Графин_(вещество))
6. J. Kang, Z. Wei, J. Li. Graphyne and Its Family: Recent Theoretical Advances. *ACS Applied Materials Interfaces*. V. 11(3) – 2019. – P. 2692-2706.
7. S. Plimpton. Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics. *Journal of Computational Physics*. V. 117 (1) – 1995. – P. 1-19.
8. S. J. Stuart, A. B. Tutein and J. A. Harrison. A reactive potential for hydrocarbons with intermolecular interactions. *The Journal of Chemical Physics*. V. 112(14) – 2000 – P. 6472-6486.

## **ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ЭНЕРГИИ ГРАФЕНА**

**Галиахметова Л.Х., Мурзаев Р.Т., Баимова Ю.А.**

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,  
rysaeva.l.h@gmail.com*

Как и в любой структуре, в решетке графена есть дефекты, которые образуются при производстве материала или вносятся намеренно. В двумерных материалах есть два типа собственных дефектов: точечные дефекты (вакансии, бивакансии, атомы замещения) и линейные дефекты (дислокации, дисклинации, границы зерен). Из-за различий в структуре решетки и энергии связи конфигурации этих дефектов могут принимать различную форму в разных двумерных материалах. Наиболее распространённый дефект в графене – дефект Стоуна-Уэльса (СУ), представляющий собой пару дефектов 5-7, который возникает в случае поворота одной из связей С-С на 90 градусов. Также дефект Стоуна-Уэльса называют дислокационным диполем. Дефект СУ имеет наименьшую энергию среди всех дефектов в графене, около 5 эВ [1].

В работе методом молекулярной динамики проведено сравнение энергий Листа графена с дислокационным диполем и бездефектного листа графена, в том числе рассмотрено как влияет наличие атомов водорода на дефектах на изменение энергии системы.

Моделирование проводилось с использованием свободно распространяемого пакета моделирования LAMMPS с эмпирическим потенциалом межатомного взаимодействия AIREBO. Для начальной структуры с дефектами проводится релаксация до достижения локального минимума энергии, и затем выдерживается при нескольких температурах. Температура в системе поддерживается с помощью термостата Носе-Хувера. Было рассмотрено три решетки графена с дислокационными диполями.

Для исследования распределения энергии в системе структура выдерживалась при двух температурах 0 и 300 К. Было выявлено, что температура незначительно влияет на величину энергии. Наибольшая энергия наблюдается на двух-четырёх атомах пятиатомного кольца дислокации, имеющих общую связь с соседним шестиатомным кольцом. С увеличением плеча диполя, атомы, находящиеся между дислокациями также будут иметь энергию немного выше, чем для остальной решетки графена. Энергия на атом будет варьироваться от 6,8 эВ (атомы дислокации) до 7,45 эВ (чистая решетка). Атомы водорода, «сидящие» на дислокациях также будут незначительно повышать энергию системы, примерно на 0,05 эВ.

**Работа проведена при поддержке гранта РФФИ № 22-72-00057.**

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Banhart F., Kotakoski J., Krasheninnikov A.V. Structural defects in graphene. ACS Nano. – 2010. – V. 5. – P. 26-41

## АНАЛИЗ АНИЗОТРОПИИ ГРАФЕНА СО СКЛАДКАМИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Ахунова А.Х., Баимова Ю.А.

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

### Введение

Углеродные материалы хорошо известны своими превосходными механическими, электрическими и термическими свойствами. Среди них графен вызывает особый интерес как функциональный материал из-за его двумерной природы. Синтез графена очень затруднен, так как в процессе его изготовления образуются различные типы топологических дефектов. Наличие таких дефектов оказывает сильное воздействие на свойства материала. Топологические дефекты делятся на простые и комбинированные. Простые дефекты — это состоящие из атомов углерода  $n$ -угольники, где  $n = 3, 4, 5$  и т.д. Простые дефекты, соединяясь, образуют комбинированные дефекты. Наиболее изученным и распространенным комбинированным дефектом является дефект 5-7. Отметим, что данные дефекты могут составлять дислокационные диполи, в которых два дефекта 5-7 располагаются на некотором расстоянии друг от друга.

Несмотря на то, что дефекты очевидно ухудшают физические и механические свойства графена, дефектный графен можно применять для создания новых материалов и устройств, если понять закономерности их влияния на свойства материала. Управление характеристиками графена и материалов на его основе путем внедрения дефектов позволит расширить области его использования в современной технике. Практическое наблюдение дефектов графена очень сложный и дорогостоящий процесс, поэтому использование теоретических методов при исследовании этого вопроса позволяют уменьшить количество дорогостоящих экспериментов.

Еще одна важная проблема, которая до сих пор остается актуальной — это устойчивость графена, которая достигается за счет образования складок. На практике графен не представляет собой идеально плоский лист и имеет морщинистую поверхность. При повышении температуры морщины и выпуклости графена начинают вибрировать и увеличиваться. Отметим, что спонтанное складкообразование графена может быть вызвано не только температурным фактором, но и наличием дефектов. Показано, что даже изначально плоский графен может сморщиваться при приложении деформации. Такое коробление графена уменьшает его модули упругости и изменяет коэффициент Пуассона. С другой стороны, графен с монотонно распределенными складками демонстрирует высокую прочность. Интересно, что корrugированный графен можно даже использовать для повышения прочности металлических композитов.

Из теории упругости твердых тел следует, что двумерные материалы не могут долго выдерживать тепловые флуктуации и в конечном итоге разрушаются. Однако графен оказывает большое сопротивление происходящим тепловым колебаниям благодаря своей подвижной структуре. Кроме этого, анализ прочности графена показал анизотропию его механических свойств [1]. Таким образом, можно сделать вывод, что на стабильность графена влияет не только температура, наличие дефектов и складкообразование, но и направление приложения нагрузки.

В настоящей работе методом молекулярно-динамического моделирования в программе LAMMPS исследовано влияние температуры, размера дислокационного диполя и направления приложения нагрузки на механические свойства графена.

### Методика исследований

Исследования проводились в программной среде LAMMPS на расчётной ячейке монослоя графена с геометрическими размерами  $103 \times 74$  Å (количество атомов углерода — 31000). Расчётная ячейка подвергалась одноосному растяжению в

направлении «кресло» (ось  $x$ ) и в направлении «зигзаг» (ось  $y$ ). Вдоль направлений  $x$  и  $y$  к ячейке были приложены периодические граничные условия, которые разрешали коробление графена с целью исследования влияния естественного складкообразования на сопротивление разрушению. Чтобы избежать взаимодействия периодических изображений расстояние между листами графена в направлении  $z$  составляло  $200 \text{ \AA}$ .

Испытания проводились при скорости деформации  $0.005 \text{ пс}^{-1}$  в диапазоне температур от  $0$  до  $3000 \text{ К}$ . Перед растяжением графен релаксировался до энергетического состояния с минимальной энергией системы. Температура в процессе моделирования контролировалась термостатом Нозе-Гувера с использованием  $nvt$ -ансамбля. Взаимодействие между атомами описывалось потенциалом AIREBO.

Рассмотренные дислокационные диполи (ДД) располагались в середине расчетной ячейки, и представляли собой два дефекта  $5-7$  с углом ориентации  $\pi/6$ , разделённых расстоянием  $l$  (плечом диполя). Отметим, что известный дефект  $CU$  можно рассматривать как ДД с нулевым плечом. Далее при обозначении структур с ДД использовался нижний индекс  $n$ , который указывает на количество гексагонов, разделяющих пару дислокаций. В качестве примера на рис.1 представлены фрагмент ячейки  $DD_4$ . Всего было рассмотрено 6 видов ДД: (а)  $CU$  (с нулевыми плечом  $l = 0 \text{ \AA}$ ); (b)  $DD_2$  ( $l = 6 \text{ \AA}$ ); (c)  $DD_4$  ( $l = 11 \text{ \AA}$ ); (d)  $DD_6$  ( $l = 15 \text{ \AA}$ ); (e)  $DD_8$  ( $l = 20 \text{ \AA}$ ); (f)  $DD_{10}$  ( $l = 25 \text{ \AA}$ ).

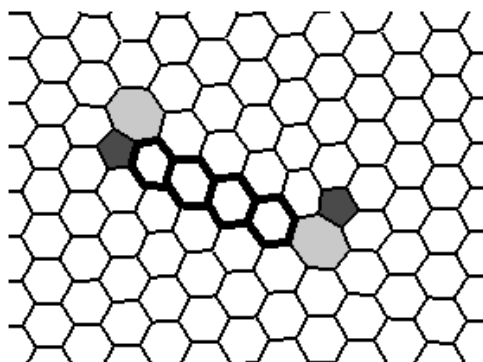


Рисунок 1 – Фрагмент расчетной ячейки графена с дефектом  $DD_4$

### Результаты моделирования

На рис. 2 в качестве примера приведены зависимости напряжения от степени деформации при  $T=0 \text{ К}$ , полученные для четырех структур (графена,  $CU$ ,  $DD_2$  и  $DD_{10}$ ) в ориентациях «кресло» (а) и «зигзаг» (б). Как видно из поведения кривых, графен анизотропен. Для всего диапазона температур для каждого направления приложения нагрузки сохраняется следующая закономерность – уровень напряжений для бездефектного графена и графена с дефектом  $CU$  выше в 3 и более раз, чем для графена с ДД. При этом для ДД с плечом  $l > 0$  деформационные кривые демонстрируют практически идентичное поведение для каждого направления приложения нагрузки при всех рассмотренных температурах. Наблюдаемая анизотропия механических свойств графена понижается с повышением температуры. При увеличении температуры до  $3000 \text{ К}$  поведение кривых для обоих направлений растяжения становится более унифицированным как для графена, так и для  $DD_n$ , что объясняется ростом тепловых флуктуаций и повышением подвижности структуры графена.

На рис. 3 представлена эволюция структур графена,  $CU$ ,  $DD_2$  в процессе растяжения при  $T=0 \text{ К}$  по направлению «кресло» и «зигзаг».

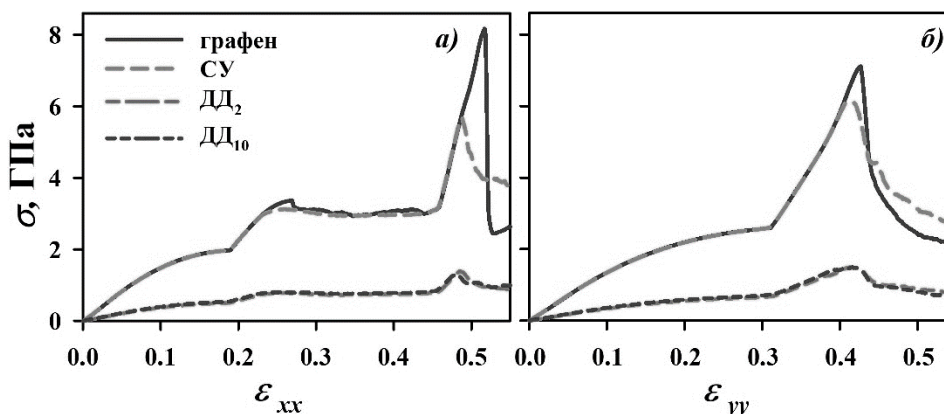


Рисунок 2 – Кривые «напряжение – степень деформация» для графена, СУ, ДД<sub>2</sub> и ДД<sub>10</sub>, полученные при одноосном растяжении вдоль направлений «кресло» (а) и «зигзаг» (б) при T=0 К

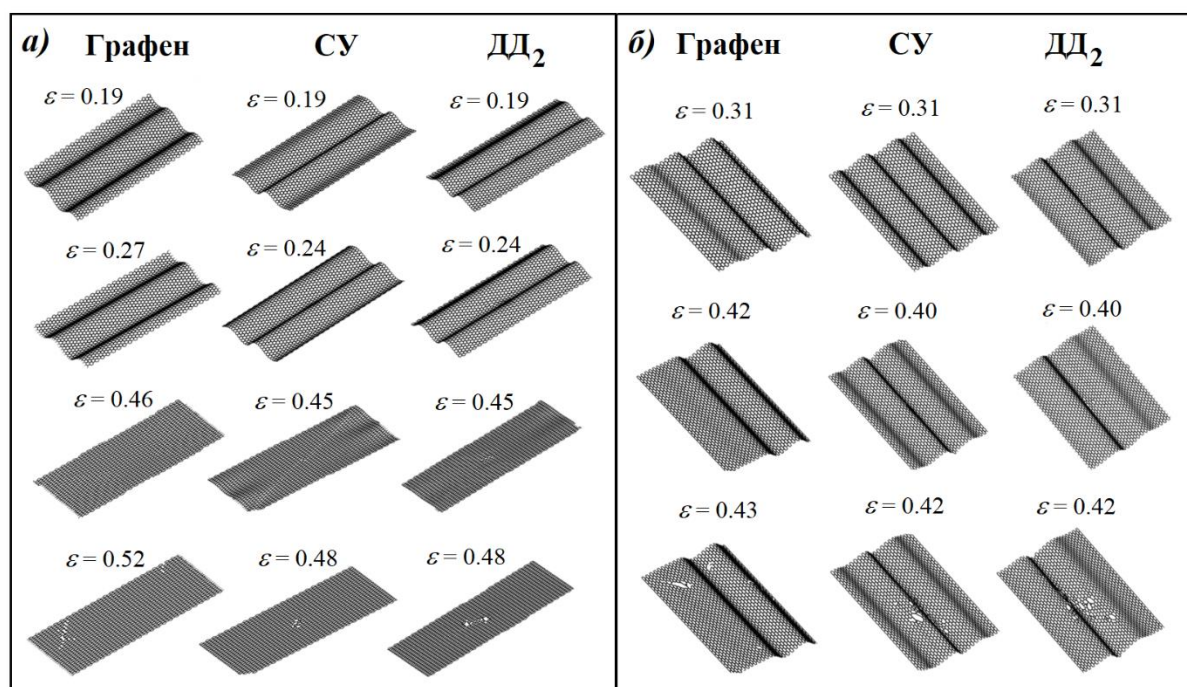


Рисунок 3 – Эволюция структуры в зависимости от степени деформации при одноосном растяжении бездефектного графена, СУ и ДД<sub>2</sub> в направлении «кресло» (а) и «зигзаг» (б) при T=0 К. Структура приведена в аксонометрической проекции

Для всех структур, подвергнутых растяжению по направлению «кресло» характерно следующее поведение – после упругой области (линейный участок на кривой «напряжение – деформация», предоставленной на рис. 2) начинается зарождение двух равномерных складок, глубина которых растет вплоть до начала второго участка упрочнения. На установившейся стадии графен разглаживается и возвращается к плоскому состоянию к началу следующего участка упрочнения, после чего идет разрыв. По месту расположения ДД относительно складок прослеживается следующая динамика – дефект СУ находится на стенке складки, в то время, как дефект ДД<sub>2</sub> находится на её дне, и по мере увеличения плеча диполя дефекты 5-7 разбегаются на противоположные стенки центральной складки.

Для структур, подвергнутых растяжению по направлению «зигзаг», складки также начинают появляться по окончании упругой области, однако в отличие от растяжения в направлении «кресло», складки не исчезают вплоть до разрушения, при этом они не равномерны. Это объясняется тем, что длины структуры недостаточно для

получения равномерных складок. Наличие дефектов влияет на конфигурацию складок - для графена с СУ и ДД образуются более равномерные складки с близкими значениями амплитуд. Аналогично случаю растяжения в направлении «кресло», глубина складок непрерывно увеличивается до начала второго участка упрочнения, затем она уменьшается вплоть до разрыва. По месту расположения ДД относительно складок прослеживается практически аналогичная картина, что и для растяжения по направлению «кресло» – дефект СУ находится на стенке складки, дефект ДД<sub>2</sub> находится на её дне, и по мере увеличения плеча диполя дефекты 5-7 разбегаются на противоположные стенки центральной складки.

### **Выводы**

Таким образом, с помощью атомистического моделирования изучено влияние размера дислокационного диполя и температуры на анизотропию графена. Проанализированы механические свойства графена при растяжении вдоль направления «кресло» и «зигзаг» в диапазоне температур от 0 до 3000 К. Установлено, что на деформацию разрушения в большей степени влияет направление растяжения и температура, чем размер дефекта. Бездефектный графен и графен с ДД показывают близкие к друг другу значения деформации разрушения во всем диапазоне температур для всех направлений растяжения. При этом при растяжении вдоль направления «зигзаг» бездефектный графен и графен с СУ чувствителен к повышению температуры во всем диапазоне рассмотренных температур, в отличие от графена с ДД, у которого предел прочности практически не изменяется.

**Исследование выполнено при финансовой поддержке госзадания ИПСМ РАН.**

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Ахунова А.Х., Баимова Ю.А. Влияние дислокационных диполей с разным плечом на деформационное поведение графена: молекулярная динамика // Журнал технической физики. Т. 93. № 4. 2023. С. 445-452. DOI: 10.21883/JTF.2023.04.55030.6-23



## ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ

Анищик В.М.<sup>1</sup>, Поляк Н.И.<sup>1</sup>, Ходасевич В.В.<sup>1</sup>, Карабко А.Ю.<sup>1</sup>, Егоров И.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

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

e-mail: anishchik@bsu.by

В последнее время не ослабевает интерес к исследованиям действия импульсных пучков заряженных частиц с плотностью мощности  $10^6$ - $10^9$  Вт/см<sup>2</sup> на свойства поверхностных слоев металлов и сплавов. Это связано как с высокой производительностью, эффективностью и экологичностью по сравнению с традиционными методами обработки, так и с изучением наблюдаемых при этом явлений. Основными факторами, определяющими в мишени процессы дефектообразования и структурно-фазовых превращений, являются плотность вложенной энергии и длительность импульса. Варьируя параметры электронного пучка (ЭП) можно в широких пределах изменять область теплового влияния [1, 2]. В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение влияния облучения импульсным ЭП на состояние поверхностного слоя стали.

Исследовались закаленные образцы стали 65 с химическим составом, соответствующим ГОСТ 14959-79 (вес. %): 0,62-0,7 С, 0,50 – 0,80 Mn, 0,17 – 0,37 Si, <0,25 Cr, остальное – Fe [3]. Образцы размером 10x10x2 мм вырезались из прокатанного листа и механически шлифовались. Облучение пучком электронов с энергией 300 кэВ проводилось на ускорителе АСТРА-М со следующими параметрами: количество импульсов облучения N=1, 20 и 100, длительность импульса  $\tau=50$  нс, плотность тока  $j=3$  А/см<sup>2</sup>. Исследование морфологии поверхности образцов проводилось на растровом электронном микроскопе (РЭМ) LEO-1455 VP, рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) осуществлялся с помощью энергодисперсионного безазотного спектрометра Aztec Energy Advanced X-Max 80.

На рис. 1 представлены РЭМ снимки поверхности стали до и после воздействия на нее ЭП.

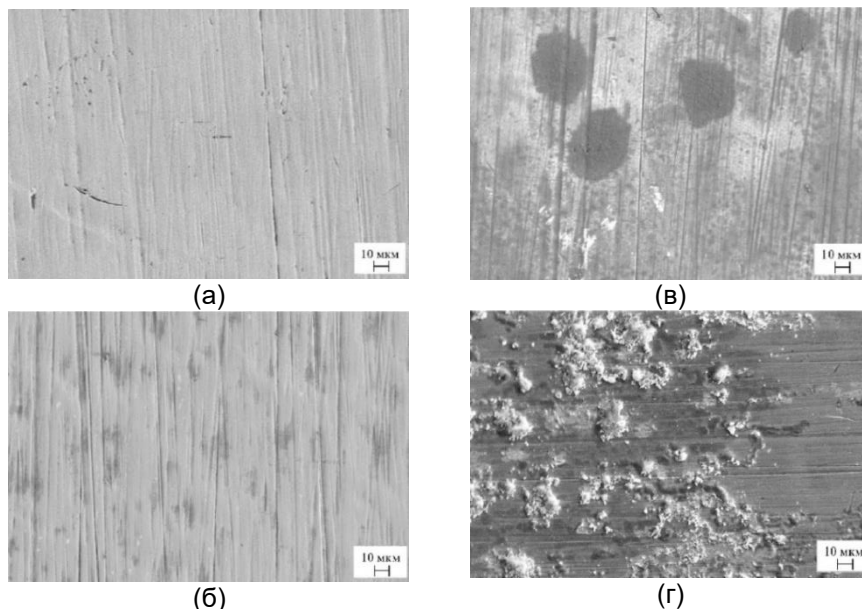


Рисунок 1 – Микрофотографии поверхности образцов стали: исходный (а) и облучённые ЭП 1 (б), 20 (в) и 100 имп (г)

На поверхности исходного образца присутствуют царапины, образовавшиеся при шлифовке (рис. 1а). После облучения ЭП на ней заметны изменения (рис. 1б-г), проявляющиеся сильнее с ростом числа импульсов. Так, после облучения с N=1 имп

на поверхности обнаруживаются локальные темные участки, которые относительно равномерно распределены по поверхности (рис. 1б), после N=20 имп видны уже группы хаотично расположенных областей темного цвета округлой формы (рис. 1в), а после N=100 имп – объемные частицы сложной формы (рис. 1г).

Наличие царапин на поверхности мишени после обработки электронным пучком свидетельствует о том, что поверхностный слой не расплавляется. Это может быть связано с тем, что в отличие от ионного пучка линейные потери энергии электронов в мишени значительно ниже, а глубина их проникновения – намного больше. Максимум энерговыделения (а, следовательно, и температуры) находится не на самой поверхности, а на некоторой глубине. Кроме этого, в поверхностном слое образуются механические напряжения, причем в направлении, перпендикулярном пучку электронов, они в 2-3 раза превосходят напряжения, возникающие по глубине мишени [4].

На рис. 2 приведены результаты РСМА, показывающие распределение атомов легирующих элементов (Fe, Mn, Cr, C, O) вдоль линии сканирования в поверхностном слое исследуемых образцов.

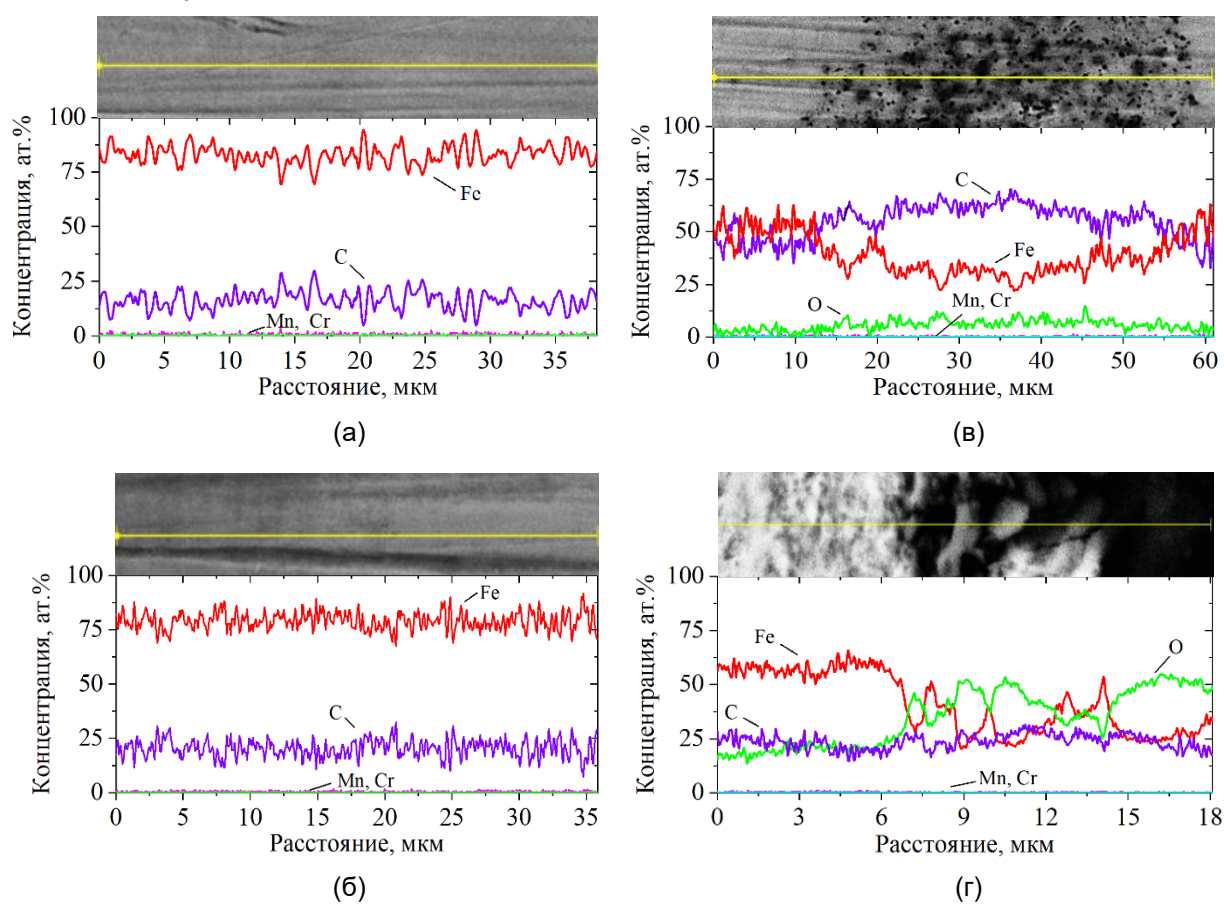


Рисунок 2 – Распределение химических элементов в поверхностном слое исходного (а) и облучённых ЭП 1 (б), 20 (в) и 100 имп (г) образцов вдоль произвольной линии

Для исходного образца и облученного с N=1 имп наблюдается равномерное распределение элементов (рис. 2а, б), для облученных с N= 20 и 100 имп видно появление областей с повышенным содержанием атомов С и О (рис. 2в, г). Участки с повышенным содержанием С (рис. 2в) можно отнести к карбидным частицам. Их формирование обусловлено не только высокой температурой, но и значительными напряжениями, развивающимися в приповерхностном слое мишени. При облучении максимальным числом импульсов ЭП в отдельных участках существенно увеличивается содержание атомов О (рис. 2г). Образование таких окисленных

участков может стимулироваться присутствием более активных по сравнению с Fe атомов Mn и Cr с образованием сложного окисла.

Наблюдаемые изменения в поверхностном слое стали при воздействии ЭП могут быть обусловлены его разогревом до высоких температур и возникновением значительных напряжений.

1. Поут Дж.М., Фоти Г., Джекобсон Д.К. Модификация и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками. Москва: Машиностроение; 1987. 424 с.

2. Погребняк А.Д., Кульментьева О.П. Структурно-фазовые превращения в поверхностных слоях и свойства металлических материалов после импульсного воздействия пучков частиц. Физическая инженерия поверхности. 2003; 1(2): 108-136.

3. Прокат из рессорно-пружинной углеродистой и легированной стали. Технические условия: ГОСТ 14959-79. Москва: Изд-во стандартов; 1979: 14.

4. Ткаченко Э.А., Постников Д.В. Расчет напряжений при радиационном облучении металлических сплавов. Омский научный вестник. 2013; 123(3): 29-31.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛИ, ОБЛУЧЕННОЙ ИМПУЛЬСНЫМ ПУЧКОМ ЭЛЕКТРОНОВ

Поляк Н.И.<sup>1</sup>, Анищик В.М.<sup>1</sup>, Ходасевич В.В.<sup>1</sup>, Викторовский Н.Д.<sup>1</sup>, Караваяева В.С.<sup>1</sup>,  
Егоров И.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

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

e-mail: n.poliak@mail.ru

Для модификации свойств конструкционных материалов часто используют обработку поверхности концентрированными потоками энергии. Импульсные электронные пучки (ЭП) способны создать в приповерхностных слоях металлов сверхбыстрый нагрев и сверхскоростное охлаждение, градиент температур при этом в приповерхностных слоях мишени может составлять  $10^9$  К/м. Это приводит к существенным изменениям структуры и фазового состава поверхностных слоев обрабатываемых материалов. Плотность вложенной энергии и длительность импульса являются определяющими факторами протекающих в мишени процессов дефектообразования и структурно-фазовых превращений. [1-4] В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение структуры и фазового состава стали 65 после облучения импульсным электронным пучком.

Исследовались закаленные образцы стали в форме пластинок размером 10x10x2 мм с химическим составом, соответствующим ГОСТ 14959-79.

Облучение пучком электронов с энергией 300 кэВ проводилось на ускорителе АСТРА-М со следующими параметрами: количество импульсов облучения  $N=1, 20$  и  $100$ , длительность импульса  $\tau=50$  нс, плотность тока  $j=3$  А/см<sup>2</sup>.

Рентгеноструктурные исследования осуществлялись на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием  $\text{CuK}\alpha$ -излучения в геометрии скользящего пучка ( $\alpha=1^\circ$ ). Параметр решетки  $a$  определялся по угловому положению дифракционной линии (211)  $\alpha$ -Fe, размер областей когерентного рассеяния (ОКР)  $D$  и величина микродеформаций (МКД)  $\varepsilon$  оценивались по уширению дифракционных линий (110) и (211)  $\alpha$ -Fe, соответственно.

На рис. 1 приведены дифрактограммы исследованных образцов стали до и после облучения ЭП.

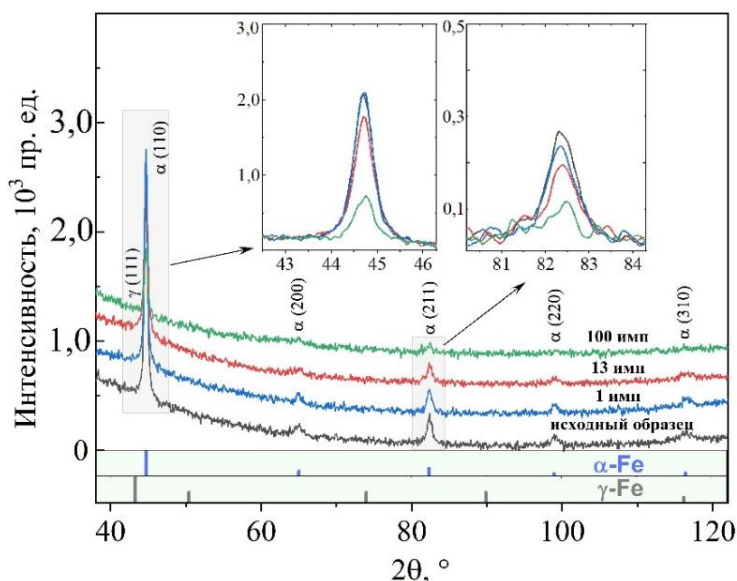


Рисунок 1 – Дифрактограммы образцов стали до и после облучения ЭП

На дифрактограмме исходного образца (рис. 1) присутствуют только рефлексы  $\alpha$ -Fe, т.к. в результате выдержки при температуре закалки карбиды растворяются и легирующие элементы, включая С, равномерно распределяются по всему объему

образца. После воздействия ЭП с N=1 и 20 имп наблюдаются похожие дифракционные картины, на которых наряду с линиями  $\alpha$ -Fe можно видеть дополнительные рефлексы слабой интенсивности  $\gamma$ -Fe и карбидных фаз (рис. 1, 2). С ростом числа импульсов облучения ЭП интегральная интенсивность всех дифракционных максимумов уменьшается, наиболее это заметно для N=100 имп.

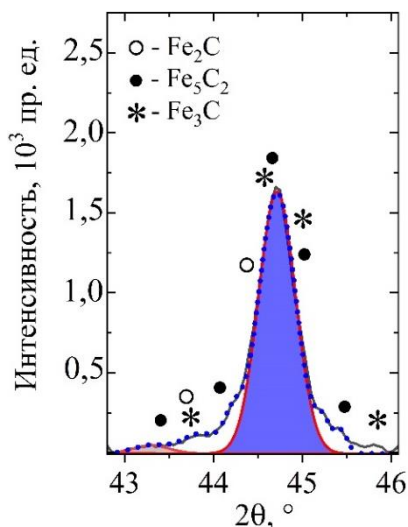


Рисунок 2 – Участок дифрактограммы образца, облученного ЭП с N=20 имп

Результаты оценки параметров тонкой структуры показали незначительные изменения величины МКД и размеров ОКР в результате облучения ЭП, параметр решетки в пределах погрешности остается неизменным (рис. 3).

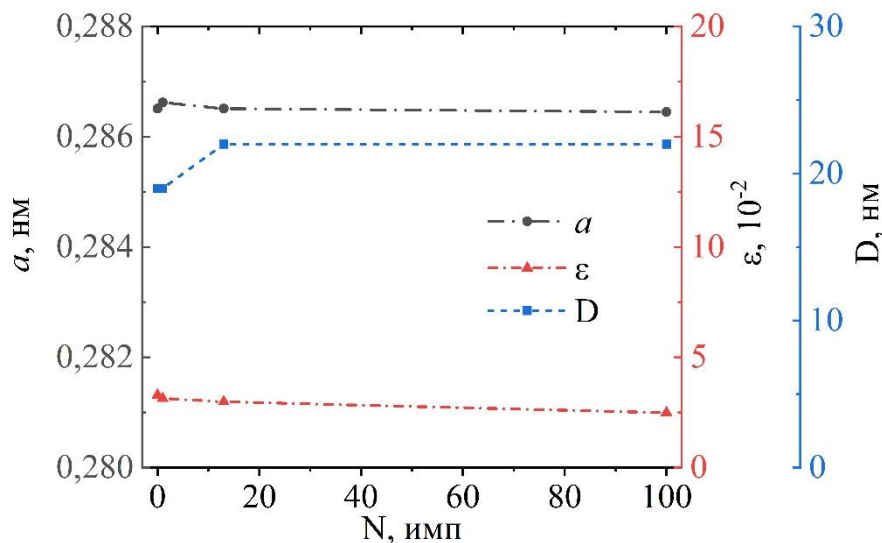


Рисунок 3 – Параметр решетки a, величина микродеформаций  $\epsilon$  и размер областей когерентного рассеяния D стали, подвергнутой воздействию ЭП

Структура и фазовый состав при воздействии ЭП в значительной степени зависят от скорости охлаждения поверхностного слоя, что может привести к выделению метастабильных фаз [1-3]. Результаты анализа фазового состава образцов (рис. 1, 2) свидетельствуют о том, что в зоне действия ЭП происходит разогрев материала. Появление новых фаз (рис. 2) можно объяснить совместным радиационным и тепловым воздействием с повышением концентрации углерода в поверхностном слое стали. Незначительное изменение параметров тонкой структуры (рис. 3) может быть связано с малой объемной долей карбидных частиц и релаксацией напряжений, создаваемых в поверхностном слое.

Подобные изменения структуры и фазового состава в сталях, обработанных импульсными ЭП наблюдали в [5-8]. Так, например, в [8] не выявили изменений в

образце с помощью РСМА, однако исследования, проведенные с помощью просвечивающей электронной микроскопии, показали образование наноразмерных карбидных частиц в поверхностном слое, которое авторы связывают с кристаллизацией, сопровождающейся выделением в расплавленном слое фаз, отличных от тех, которые имелись до облучения.

Таким образом, наблюдаемые изменения структуры и фазового состава стали при воздействии ЭП определяются динамикой тепловых полей и полей напряжений, возникающих в поверхностных слоях, вследствие поглощения энергии пучка, а также исходным состоянием материала.

1. Поут Дж.М., Фоти Г., Джекобсон Д.К. Модификация и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками. Москва: Машиностроение; 1987. 424 с.

2. Воздействие концентрированных потоков энергии на материалы / Под ред. Н.Н. Рыкалина. Москва: Наука, 1985. 248 с.

3. Клопотов А.А., Иванов Ю.Ф., Власов В.А., Потехаев А.И. Термодинамический анализ фазообразования в нержавеющей стали, обработанной высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов. 2016 (8): 155-163.

4. Погребняк А.Д., Кульментьева О.П. Структурно-фазовые превращения в поверхностных слоях и свойства металлических материалов после импульсного воздействия пучков частиц. Физическая инженерия поверхности. 2003; 1(2): 108-136.

5. Wang H., Li L., Qiu S., Zhai W., Li Q., Hao S. Evolution of Microstructure at the Surface of 40CrNiMo7 Steel Treated by High-Current Pulsed Electron Beam. Coatings. 2020; 10(4): 311-321.

6. Zhang K.M., Zou J.X., Grosdidier T. Nanostructure Formations and Improvement in Corrosion Resistance of Steels by Means of Pulsed Electron Beam Surface Treatment. Journal of Nanomaterials. 2013: 1-8.

7. Han Z., Ji L., Cai J., Zou H., Wang Z., Guan Q. Surface Nanocrystallization of 3Cr13 Stainless Steel Induced by High-Current Pulsed Electron Beam Irradiation. Journal of Nanomaterials. 2013: 1-6.

8. Cai Y., Zhang K., Zhang Z., Dong J., Lei Y., Zhang T. Surface Nanostructure Formations in an AISI 316L Stainless Steel Induced by Pulsed Electron Beam Treatment. Journal of Nanomaterials. 2015: 1-5.

## ПРОПИТКА ГРАФИТА ИНДИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Антанович А.А.

ФГБУН институт физики высоких давлений Российской Академии наук,  
Москва, Троицк, Россия  
antanov@hppi.troitsk.ru

Пропитка пористых материалов жидкими веществами с их последующем отверждением является одним из способов получения соответствующих композитов. При этом, как правило, для практического применения полученные композиты наследуют нужные свойства составляющих их компонент.

Графит широко используется в ядерной энергетике в качестве замедлителя скорости быстрых нейтронов в атомных реакторах на быстрых нейтронах, а индий (или сплавы на его основе), имеющий большое значение захвата тепловых нейтронов ( $\approx 200$  барн), в атомных реакторах на тепловых нейтронах для захвата этих нейтронов. В качестве поглотителя тепловых нейтронов индий также может быть использован в нейтрон-захватной лучевой терапии как экранирующий материал при коллимации пучка тепловых нейтронов, направляемых на пациента. Представляет интерес пропитать пористый графит расплавленным индием, чтобы получить композит, обладающий способностью как замедлять быстрые нейтроны, так и захватывать тепловые нейтроны.

Так как индий не смачивает графит, пропитку необходимо проводить под высоким давлением. Для этой цели мы использовали аппарат высокого давления, который применяется для пропитки углеродных каркасов каменноугольным пеком и последующей карбонизации в технологии производства углерод-углеродных композиционных материалов [1]. Внутренний диаметр использованного аппарата высокого давления составлял 150 мм. Единственным отличием примененного аппарата, схема которого приведена на Рисунке 1, является отсутствие ленточного резисторного нагревателя, в качестве которого здесь использовали сам тонкостенный контейнер, изготовленный из нержавеющей стали. Температура плавления индия составляет всего 157°C, что позволяет использовать более простую систему нагрева.

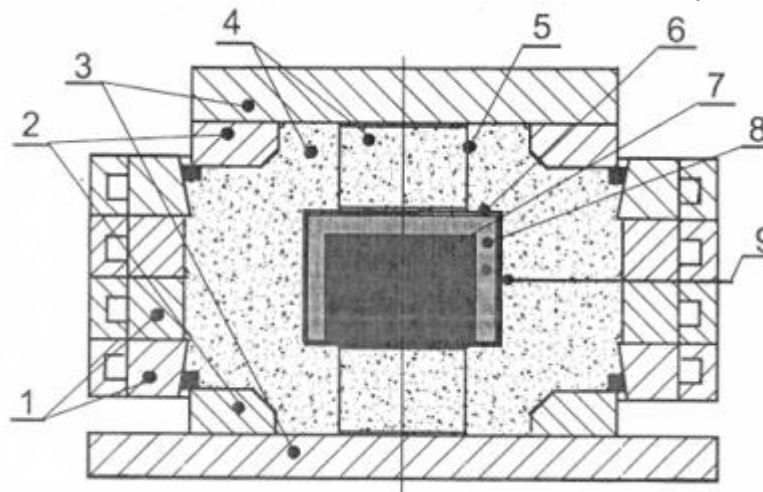


Рисунок 1 – Аппарат высокого давления

1 – силовые кольца цилиндра, 2 – поршни, 3 – опорные плиты, 4 – песок,  
5 – токоподвод, 6 – контейнер, 7 – графит, 8 – индий 9 – термопара

Цилиндрическую заготовку графита марки ГМЗ диаметром 38 мм и высотой 20 мм, а также навеску индия массой 45 г, рассчитанной, исходя из пористости выбранной марки графита 26%, в открытом тонкостенном стальном контейнере помещали в вакуумную печь и нагревали в ней до 230°C с выдержкой при этой температуре 10 минут. Затем после остывания контейнер с графитом и индием герметизировали и

помещали в аппарат высокого давления. После повторного нагрева контейнера в аппарате до температуры 230°C на контейнер с расплавленным индием через песок передавали усилие пресса, соответствующие давлению пропитки 100 МПа. После выдержки при указанных давлении и температуре в течение 5 минут нагрев контейнера прекращали, а усилие пресса постепенно уменьшали до полного охлаждения аппарата. Полученную заготовку композиционного материала извлекали из контейнера и обрабатывали на токарном станке «как чисто» для проведения исследований свойств материала. На Рисунке 2 приведены фотографии торцевых поверхностей цилиндрических образцов исходного графита и композита.

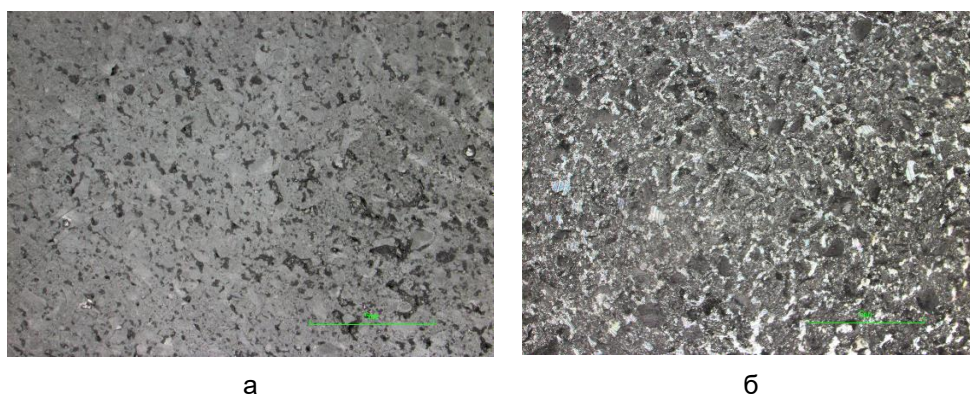


Рисунок 2 – Фотографии торцевых поверхностей цилиндрических образцов  
а – графит ГМЗ, б – композит

Обмерную плотность полученного композита определяли после механической обработки заготовки на образце диаметром 33.4 мм и высотой 19.2 мм. Масса образца составила 50.76 г, что соответствует обмерной плотности композита 3.02 г/см<sup>3</sup> и остаточной пористости ~ 7%. Затем этот образец композита был проточен по диаметру до 23.2 мм и по высоте равномерно с двух торцевых поверхностей до 11.3 мм. Масса уменьшенного образца составила 14.40 г, что соответствует той же плотности композита 3.02 г/см<sup>3</sup>. Одинаковые значения плотности образцов из разных частей заготовки композита свидетельствуют о равномерной пропитке индием по всему объему графита.

1. Антанович А.А. // Материалы. Технологии. Инструменты. 2009. Т. 14. № 4. С. 78



**ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ И ГЕНЕРАЦИЯ УСИЛИЙ МНОВИТКОВЫМИ  
КСПЭ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЖИМЕ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ  
ПРОЦЕССОВ ОПФ**

**Киселев А.Ю.<sup>1</sup>, Метлов Л.С.<sup>2,3</sup>, Волков Г.А.<sup>4</sup>, Вьюненко Ю.Н.<sup>5</sup>**

<sup>1</sup>АО «Атомэнергопроект», Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>ГБУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», Донецк, Россия

<sup>3</sup>Донецкий национальный университет, Донецк, Россия

<sup>4</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

<sup>5</sup>ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Санкт-Петербург, Россия

*aleyukiselev@gmail.com*

Применение «металлических мышц» в виде кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ) в миниатюрных прессах типа «ШеР» оказалось эффективным техническим решением в производстве слоистых материалов в [1]. Изготовленные из сплава TiNi КСПЭ эксплуатируются в режиме реализации эффекта памяти формы (ЭПФ). Для этого требуется специальное формоизменение «металлических мышц» во время подготовки пресса к технологической операции. Подобным образом могут работать и устройства непрерывного циклического действия. Однако конструкция такого механизма будет достаточно сложной [2]. Существенно упростить техническое решение этой проблемы может использование явления обратимой памяти формы (ОПФ).

В работе [3] была показана принципиальная возможность работы КСПЭ в режиме ОПФ. При этом термомеханическую обработку силовых элементов проводили двумя способами. В первом случае использовали технологию, предложенную в работе [4]. Деформационный эффект ОПФ наращивали при термоциклировании за счёт нагружения в высокотемпературном состоянии и охлаждения «металлических мышц» до мартенситного состояния материала. Нагрев КСПЭ проводили в свободном состоянии. Изучали одновитковый силовой элемент.

Во втором случае, наряду с термоциклированием под нагрузкой, проводили активную деформацию «металлических мышц» в низкотемпературном состоянии в изотермических условиях. Результаты по наращиванию формоизменения и генерации усилий в этом варианте термообработки оказались ниже. Исследования проводили на многовитковых «металлических мышцах». Поэтому была поставлена задача изучения возможностей многовитковых силовых элементов при реализации первого варианта термомеханической обработки.

Исследование проводили на шестивитковых «металлических мышцах», изготовленных из двухмиллиметровой проволоки в виде бухты с цепным замыканием. Проволока была получена из никелида титана эквиатного состава. Начальной формой КСПЭ была окружность. Внутренний диаметр бухты был равен ~60 мм. Масса образцов ~26 г. Исследования проводили на специальном динамометре ЛИНД [3]. Отслеживали эволюцию параметра  $\Delta d$  (изменение максимального диаметра овального силового элемента в термоцикле) в режимах развития ЭПФ и ОПФ. Деформационные процессы КСПЭ в состоянии пластичности превращения стимулировали силовым воздействием  $F$ , приложенным в высокотемпературном состоянии. Начальная величина, создаваемой контртелом в виде спиральной пружины, силы равнялась 200 Н и 400 Н.

На начальном этапе термомеханической обработки (5-6 термоциклов) формоизменение за счёт ЭПФ практически стабильно в обоих случаях (Рис. 1).



Рисунок 1 – Эволюция формоизменения в режиме ЭПФ в результате термомеханической обработки КСПЭ

Деформационные эффекты за счёт ОПФ возрастают монотонно с ростом количества термоциклов (Рис. 2).

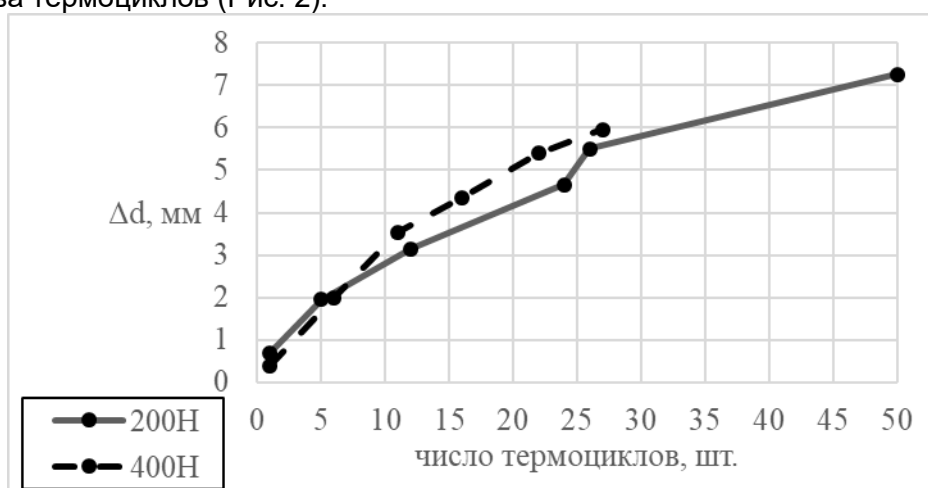


Рисунок 2 – Эволюция формоизменения в режиме ОПФ в результате термомеханической обработки КСПЭ

На втором этапе (11-12 термоциклов) заметно возрастают параметры  $\Delta d$  в обоих режимах развития формоизменения. При дальнейшем термоциклировании уменьшается различие в деформационных эффектах, получаемых изменением начального силового воздействия в термомеханической обработке. Одновременно величина формоизменения, обусловленного развитием ОПФ, приближается к значениям  $\Delta d$  полученным за счёт ЭПФ.

Измерение усилий, получаемых в результате развития ОПФ при нагреве, показали возможность достижения уровней в 340 Н при начальном F в 200 Н. Нагрузка в 400 Н во время термомеханической обработки позволила довести генерируемое усилие в режиме ОПФ до ~450 Н.

Особый интерес вызывает механизм ОПФ. Известно, что основным механизмом пластической деформации в материалах, обладающих эффектом памяти формы, является движение двойниковых границ. Именно он обеспечивает ЭПФ. В то же время, дислокационный механизм пластической деформации никуда не девается и часть пластической деформации может быть связана с ним. Однако, дислокации играют, скорее, “вредную” роль в проявлении ЭПФ, так как эта часть деформации приводит к неполному восстановлению формы при переходе в аустенитную фазу при нагревании. С другой стороны, дислокации могут играть положительную роль в возникновении эффекта ОПФ. Действительно, дислокации за счет своих дальнедействующих упругих

полей будут неизбежно приводить к нарушению идеальной кубической симметрии, а вместе с этим к снятию энергетического вырождения при мартенситном и обратном фазовом переходе [5-7]. Внутренние напряжения от дислокаций играют роль своеобразного кода, согласно которому восстанавливается структура двойниковых границ при прямом мартенситном превращении и вместе с нею восстанавливается и деформация, наведенная ранее в этой фазе. Исследования в этом направлении позволят выявить оптимальные соотношения между двойниковым и дислокационным механизмом деформации благоприятные для проявления ОПФ, подобрать материалы наиболее склонные к этому эффекту, разработать и усовершенствовать специальные методологии для практического применения.

Полученные результаты показывают определённые возможности разработки устройств, действие которых будет обусловлено ОПФ. Предложен механизм формирования эффекта ОПФ.

[1] Ю.Н. Вьюненко. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов // Перспективные материалы и технологии: сб. ст. международного научного симпозиума. Витебск, 2011. С. 182-184.

[2] Материалы с эффектом памяти формы: справочное издание / Под ред. Лихачёва В.А., Санкт-Петербург, 1998 г. Т. 4. 268 с.

[3] Н.Н. Белоусов, Е.А. Хлопков, М.В. Янченко, Г.А. Волков, Ю.Н. Вьюненко. Деформационные характеристики кольцевых силовых пучковых элементов из сплава TiNi, обусловленные обратимой памятью формы. ФТВД, 2022, т. 32, вып. 3, С. 1-13.

[4] Н.Н. Белоусов, Е.А. Хлопков, М.В. Янченко, Ю.Н. Вьюненко, Особенности механического поведения силовых приводов кольцевой формы, действующих в режиме обратимой памяти формы. ЖТФ, 2021, т. 91, вып. 2, С. 262-266.

[5] Л.С. Метлов, Ю.Н. Вьюненко, Е.А. Хлопков, В.В. Кожушко, С.Н. Бухаров. Увеличение количества фазовых переходов в нестехиометрических сплавах. Сборник материалов XXIII Петербургских встреч по проблемам прочности 10-12 апреля 2018г. С. 345.

[6] Л.С. Метлов, В.В. Коледов, В.Г. Шавров. Магнитоструктурные фазовые переходы в сплавах Гейслера. ФТВД, 2018, т. 28, вып. 1, С. 46-53.

[7] Л.С. Метлов. Флуктуационные и шумовые эффекты в различных физических системах. ФТВД, 2019, т. 29, вып. 1, С. 28-63.

## ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНОГО СЛОЯ СИЛИЦИДОВ НА ПОВЕРХНОСТИ НИОБИЯ ТВЕРДОФАЗНЫМ МЕТОДОМ

Кийко В.М., Коржов В.П., Абашкин С.А., Некрасов А.Н.,  
Желтякова И.С., Строганова Т.С.

Институт физики твердого тела РАН,  
г. Черноголовка Московской области, Россия,  
kiiko@issp.ac.ru

Работа нацелена на получение жаростойкого покрытия на изделия из ниобия и сплавов на его основе, эффективно работающего в окислительной атмосфере при температурах до 1350 °С. Использование твердофазного метода с относительно невысокими технологическими температурами позволяет в значительной мере сохранить свойства подложки.

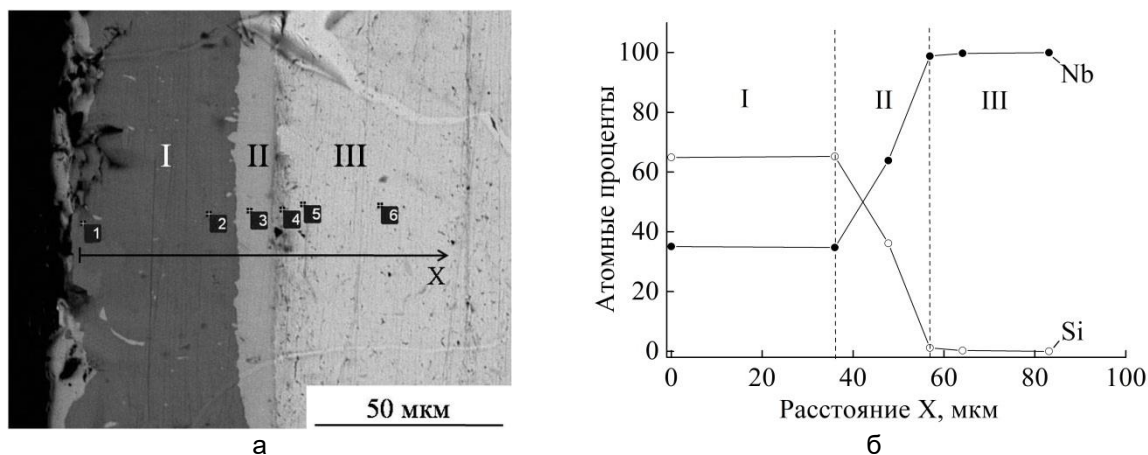


Рисунок 1 – Участок структуры образца ниобия, покрытого слоем силицидов: а – поперечное сечение (шлиф) образца с осью X, вдоль которой проведен микроанализ (в «точках» 1...6); б – концентрационные зависимости Nb и Si вдоль оси X

В качестве подложки была использована пластина технически чистого ниобия толщиной 1.6 мм, на которую с обеих сторон накладывались пластины кремния толщиной 0.4 мм, и к полученной таким образом заготовке прикладывалась нагрузка через слои из терморасщепленного графита толщиной 0.4 мм. Затем заготовка подвергалась диффузионной сварке в вакууме в режиме 1400 °С – 10 МПа – 2.5 ч.

Участок поперечного сечения образовавшейся структуры вблизи поверхности образца показан на рисунке 1а. На нем – по контрасту – выделяются три слоя. I – ближайший к поверхности, – близок по составу к соединению NbSi<sub>2</sub>, II – Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, III – Nb (см. отношение элементов в атомных процентах на рисунке 1б). Результаты получены на электронном сканирующем микроскопе Tescan VEGA-II XMU, оснащенный детекторами вторичных и отраженных электронов и энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором, совместно с использованием фазовой диаграммы состояния системы Nb– Si.

## ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Нечаев Ю.С.<sup>1</sup>, Денисов Е.А.<sup>2</sup>, Филиппова В.П.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия [yuri1939@inbox.ru](mailto:yuri1939@inbox.ru), [varia.filipova@yandex.ru](mailto:varia.filipova@yandex.ru)

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия, [denisov70@bk.ru](mailto:denisov70@bk.ru)

В работе [1] проведен углубленный анализ калориметрических и объемометрических данных [2] для прямых, обратных и деформационных мартенситных превращений в наноструктурированном сплаве  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  с памятью формы, полученном холодной прокаткой с одновременным действием импульсного тока большой плотности. Впервые детально изучены [1] (посредством применения новой методики обработки калориметрических спектров) стадийность и «кинетика» изменения теплосодержания, а также тепловые эффекты (энтальпии отдельных стадий (см. ниже Табл. 1)) при прямых и обратных мартенситных превращениях при охлаждении или нагреве образцов с постоянной скоростью (3 К/мин) в интервале 170-370 К. Показано [1] (посредством обработки объемометрических данных [2], использования теоретических значений плотности дислокаций и элементов классической теории дислокаций), что в сплаве  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  может протекать деформационное мартенситное превращение, приводящее к положительному объемному эффекту ( $\Delta V/V \approx 3 \cdot 10^{-3}$ ), который в значительной мере обусловлен решеточными дислокациями. Показано [1], что возможные вклады решеточных дислокаций в энтальпии прямых и обратных мартенситных превращений в сплаве  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  могут и должны быть значительно ниже по абсолютной величине, но противоположными по знаку к полученным энтальпиям (Табл. 1) прямого и обратного мартенситного превращения в данном сплаве. Отмечено [1], что физика рассматриваемых процессов в определенной мере содержится в научных открытиях № 239 «Явление термоупругого равновесия при фазовых превращениях мартенситного типа – эффект Курдюмова» (1980) и № 339 «Явление образования в поликристаллах неравновесных границ зерен при поглощении ими решеточных дислокаций» (1987).

Таблица 1 (из [1]) – Результаты аппроксимации гауссианами калориметрических спектров (из Рис.4 и Рис 5 в [2], уточненная скорость изменения температуры 3 К/мин); А – аустенит; М – мартенсит; R – «промежуточный» мартенсит;  $T_{max}$  – температура наибольшего теплового потока для данного гауссиана;  $\gamma$  – доля спектра, отвечающая данному гауссиану;  $q$  – тепловой эффект процесса ( $q > 0$  при выделении тепла);  $\Delta H$  – энтальпия процесса.

Гауссиан #, (рис. # из [1]), процесс [2]	$T_{max}$ , К	$\gamma$ , доля спектра	$q = -\Delta H$ , Дж/г	$q = -\Delta H$ , [2], Дж/г
1, (1a), А→М [2]	249	~1.0	17.5	17.9
1, (1б)	245	0.32	5.8	
2, (1б)	249	0.68	12.3	
1, (1в), М→А [2]	292	~1.0	-18.6	-21.0
1, (1г)	287	0.53	-10.6	
2, (1г)	294	0.47	-9.3	
1, (2a), R→М [2]	248	0.65	7.8	7.9
2, (2a), А→R [2]	288	0.35	4.2	4.7
1, (2б), R→М [2]	248	0.63	7.8	7.9
2, (2б)	288	0.20	2.5	
3, (2б)	290	0.17	2.1	
1, (2в), А→М [2]	309	~1.0	-17.5	-18.4
1, (2г)	309	0.72	-13.2	

2, (2г)	310	0.28	-5.2	
1, (2д)	306	0.19	-3.7	
2, (2д)	309	0.65	-12.2	
3, (2д)	310	0.16	-3.0	

В настоящей работе проведен аналогичный анализ калориметрических данных [3] для прямых, обратных и деформационных мартенситных превращений в сплаве TiNi с памятью формы, подвергнутом холодной прокатке с одновременным действием импульсного тока большой плотности. Полученные результаты представлены ниже в Табл. 2 и на Рис. 1-3.

Таблица 2 – Результаты аппроксимации гауссианами калориметрических спектров (из Рис.1 и Рис 2 в [3], уточненная размерность по оси ординат W/g, уточненная скорость изменения температуры 3 K/min).

№ гауссиана, (рис. # и пик № из [3]), процесс из [3, 2]	$T_{max}$ , К	$\gamma$ , доля спектра	$q = -\Delta H$ , Дж/г
1, (1a_1), M→A (heating)	332	~1.0	-8.7
1, (1b_1), M→A (heating)	347	~1.0	-7.5
1, (1b_2), M→A (heating)	330	~1.0	-5.1
1, (1b_2), A→R (cooling)	308	0.3	1.6
2, (1b_2), R→M (cooling)	283	0.7	3.7
1, (1a_1), A→M (cooling)	293	~1.0	9.5
1, (1b_1), A→M (cooling)	307	~1.0	8.3
1, (2_1), A→R (cooling)	306	0.43	1.1
2, (2_1), R→M (cooling)	256	0.57	1.5
1, (2_1), M→A (heating)	314	~1.0	-3.0
1, (2_2), A→R (cooling)	308	0.21	1.0
2, (2_2), R→M (cooling)	276	0.79	3.6
1, (2_2), M→A (heating)	323	~1.0	-4.9

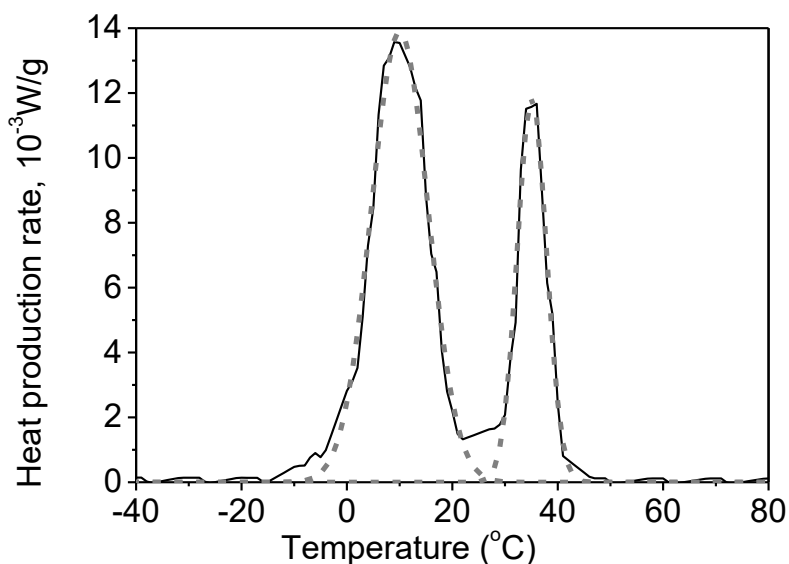


Рисунок 1 – Аппроксимация двумя гауссианами (методология [4, 5]) калориметрических спектров из Рис. 1b\_2 в работе [3].

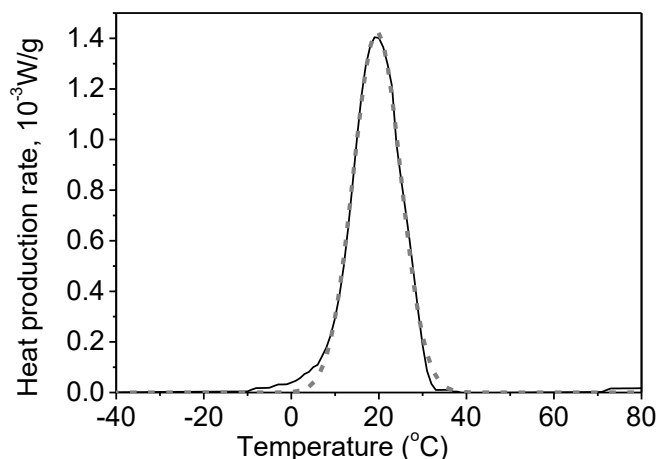


Рисунок 2 – Аппроксимация одним гауссианом (методология [4, 5]) калориметрических спектров из Рис. 1а\_1 в работе [3].

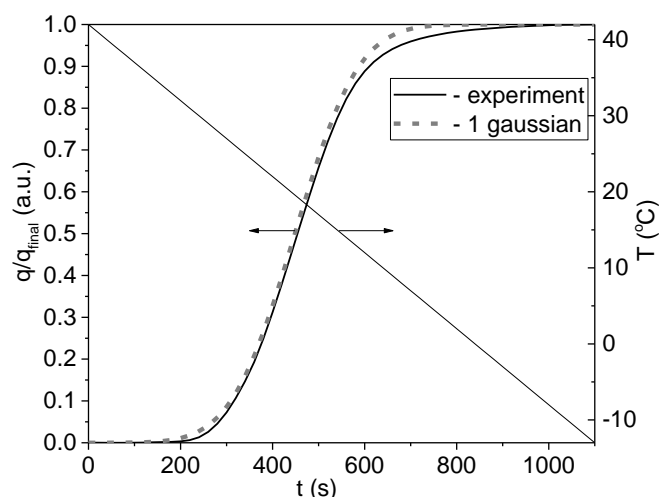


Рисунок 3 – Определение (из данных на Рис. 2) кинетических кривых (методология [4, 5]) изменения теплосодержания в сплаве TiNi с памятью формы при мартенситном превращении при охлаждении со скоростью 3 К/мин в интервале 170-370 К.

Наблюдаемое (см. Рис. 1 в работе [3]) уменьшение тепловых эффектов при увеличении степени деформации сплава, по-видимому, связано с решеточными дислокациями.

Анализ данных из работ [2, 3, 6] показывает, в частности, возможность проявления сверхпластичности в сплаве TiNi с памятью формы, подвергнутом холодной прокатке с одновременным действием импульсного тока большой плотности, что можно описать в рамках физической модели неравновесных состояний границ зерен [7].

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нечаев Ю.С., Денисов Е.А., Шурыгина Н.А., Синёва С.И., Мисоченко А.А., Столярков В.В. Калориметрические и объемметрические исследования дислокаций при мартенситных превращениях в сплаве TiNi с памятью формы. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2023 (в печати).
2. Misochenko A.A., Kumar J.V.T., Jayaprakasam S., Padmanabhan K.A., Stolyarov V.V. Microstructure evolution and mechanical behavior in shape memory nanostructured TiNi alloy. // Defect and Diffusion Forum. 2018. V. 385. P. 169-174.
3. Misochenko A.A., Stolyarov V.V. Deformability and shape memory properties in Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> rolled with electric current. // Materials Science Forum. 2013. V. 738-739. P. 383-387.

4. Nechaev Yu.S., Alexandrova N.M., Cheretaeva A.O., Kuznetsov V.L., Öchsner A., Kostikova E.K., Zaika Yu.V. // *Int. J. Hydrogen Energy*. 2020. V. 45. № 46. P. 25030-25042.
5. Нечаев Ю.С., Александрова Н.М., Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Денисов Е.А., Костикова Е.К. // *Известия РАН. Серия Физическая*. 2021. Т. 85. № 7. С. 918-925.
6. Zhang Q., Song W.P., Li X.H., Stolyarov V.V., Zhang X.Y. // *Materials Science and Technology*. 2016. V. 32 (12). P. 1200-1205.
7. Nechaev Yu.S. On mechanisms of grain boundary sliding, in light of the Kaibyshev-Valiev data on two limit “non-equilibrium” GB states in deformed metallic materials. // *Defect and Diffusion Forum*. 2018. V. 385. P. 120-125.



**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ФАЗОВАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И ЖАРСТОЙКОСТЬ  
ТУГОПЛАВКИХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ОЦК-В2 СТРУКТУРОЙ**

**Панина Е.С., Юрченко Н.Ю., Салищев Г.А., Жеребцов С.В., Степанов Н.Д.**  
*Белгородский государственный национальный исследовательский  
университет НИУ «БелГУ», Белгород, Россия,  
panina\_e@bsu.edu.ru*

Представленные в 2010 году тугоплавкие высокоэнтропийные сплавы с однофазной ОЦК структурой продемонстрировали перспективные свойства для высокотемпературного применения, однако низкая пластичность при комнатной температуре ограничивала их возможное практическое применение. Успешный опыт никелевых суперсплавов показывает, что достичь компромисса высокотемпературной прочности и низкотемпературной пластичности возможно за счет использования «мягкой» матрицы и упрочняющих частиц. В ряде высокоэнтропийных сплавов системы Al-Mo-Nb-Ta-Ti-Zr была обнаружена структура, подобная никелевым суперсплавам, но состоящая из смеси когерентно связанных ОЦК и В2 фаз. Однако структура таких сплавов оказалась нестабильной при температурах выше 600 °С. Между тем, сообщалось, что бинарные В2 сплавы Co-X (X = Ti, Zr, Hf) демонстрируют пластичность на растяжение при комнатной температуре, положительную температурную зависимость предела текучести и исключительное упрочнение при пластической деформации. Кроме того, высокие температуры плавления, особенно CoHf (1640 °С), делают эти фазы привлекательными для высокотемпературных применений. Учитывая существующий подход к улучшению свойств В2 интерметаллида NiAl за счет создания композитных структур при введении Mo и/или Cr, упрочнение этих «мягких» В2 соединений путем легирования тугоплавкими ОЦК металлами представляется наиболее оптимальным. Для подтверждения данной гипотезы была выбрана система сплавов Nb-Mo-Co-Hf(Zr,Ti). Проведены систематические исследования влияния химического состава на механические свойства, фазовую стабильность и жаростойкость тугоплавких высокоэнтропийных сплавов с ОЦК-В2 структурой. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования «мягкой» В2 матрицы и «твердых» ОЦК частиц для создания сплавов с привлекательными высокотемпературными свойствами.

**Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ, грант № 19-79-30066 (<https://rscf.ru/project/19-79-30066/>).**

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕЖАТОМНЫХ РАССТОЯНИЙ И КРАТНОСТИ КОВАЛЕНТНЫХ СВЯЗЕЙ В НАНО-РАЗМЕРНЫХ УГЛЕРОДНЫХ СТРУКТУРАХ МЕТОДОМ СПЕКТРОСКОПИИ ПОТЕРЬ ЭНЕРГИИ ЭЛЕКТРОНОВ

Филиппова В.П., Блинова Е.Н., Шурыгина Н.А.

ГНЦ РФ «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им.И.П. Бардина», Москва, Россия,  
*varia.filippova@yandex.ru*

Атомно-кристаллические структуры аллотропного углерода можно условно разделить на три типа: объемные (алмаз, графит, фуллерены, углеродные нанотрубки и некоторые другие), двумерные (графен, графан) и одномерные (карбин). Многообразие структур углеродных материалов связано с особенностями электронного строения атома углерода ( $1s22s22p2$ ), имеющего на внешней оболочке четыре электрона. Благодаря последнему, атомы углерода могут образовывать между собой ковалентные связи только в определенном сочетании: одинарной, двойной или тройной кратности. Согласно справочным данным [1], длина ковалентной связи  $r$  зависит от ее кратности:  $r = 0,154$  нм при одинарной связи ( $C-C$ );  $r = 0,134$  нм при двойной связи ( $C=C$ );  $r = 0,120$  нм при тройной связи ( $C\equiv C$ ). Самая «короткая» - тройная связь, а самая «длинная» - одинарная. При образовании сложных структур коллективное взаимодействие атомов может вносить коррективы в эти соотношения. Однако, для интерпретации атомной структуры простых углеродных соединений, как отмечается в [1], ее можно использовать. На Рис.1. показаны комбинации из одинарных, двойных и тройных связей, образующих двумерные углеродные структуры: а) - графен; б), в), г), д) - некоторые возможные варианты графана.

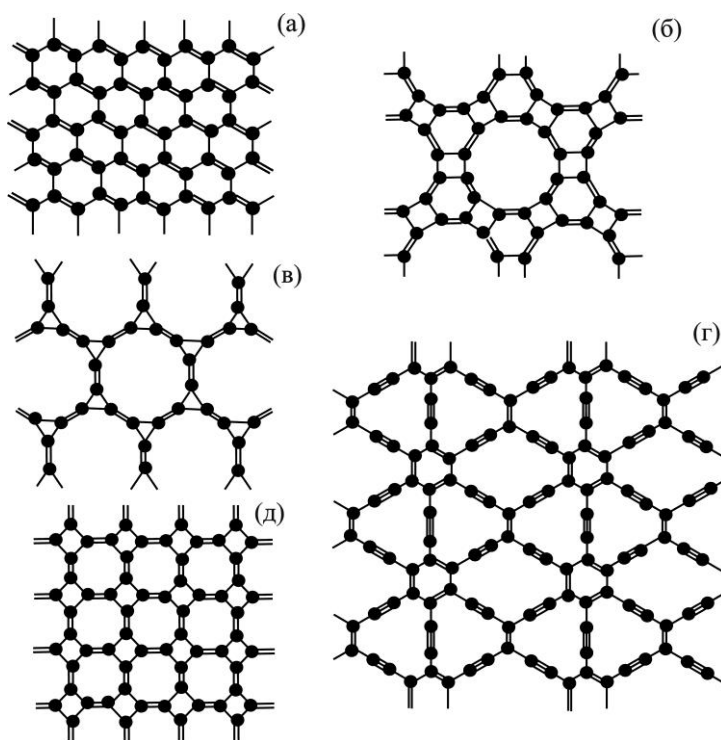


Рисунок 1 – Атомная структура графена (а) и некоторые структурные варианты графана (б, в, г, д), как пример комбинации одинарных, двойных и тройных ковалентных связей атомов углерода.

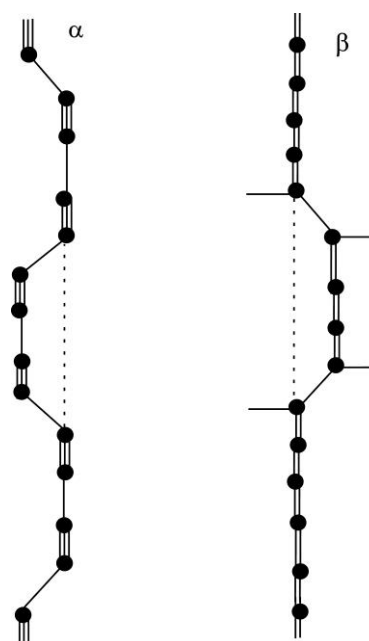


Рисунок 2 – Структура карбина, составленная различными типами ковалентных связей:  $\alpha$ - одинарными и тройными;  $\beta$  - только двойными.



Экспериментальные структурные исследования двух атомно-кристаллических модификаций карбина были проведены методом EELFS [2]. На Рис.5 представлена экспериментальная ФРП для образца, полученного напылением углерода в водородной атмосфере на нагретую до 573 К медную подложку. На Рис.6 представлена экспериментальная ФРП для образца, полученного нанесением углерода на индиевую подложку трением при комнатной температуре в обычной атмосфере.

Сравнение экспериментальных результатов, Рис.5 и Рис.6, с теоретическими, Рис.3 и Рис.4, позволяет сделать следующие выводы. Расстояния между пиками ФРП, полученных методом EELFS для углерода на медной подложке (Рис.5) соответствуют двойным ковалентным связям  $\beta$ -цепочки (Рис.3). Уменьшение интенсивности линий экспериментальных ФРП при увеличении радиуса координационной сферы  $r$  (Рис.5) по сравнению с отсутствием такового на теоретических спектрах (Рис.3) может объясняться наличием изгибов и перегибов цепочек реального карбина, приводящих к «размазыванию» его по поверхности, которые не учитывались при расчете (Рис.3).

Расстояния между пиками ФРП, полученных методом EELFS для углерода на индиевой подложке (Рис.6), соответствуют тройным и одинарным ковалентным связям  $\alpha$ -цепочки, построенным теоретически (Рис.4). При этом на Рис.6 и Рис.4 наблюдается совпадение соотношений между величинами пиков, а именно: в обоих случаях последовательность пиков состоит из двух «больших», между которыми располагаются два «маленьких» пика (слившиеся в один широкий на Рис.6).

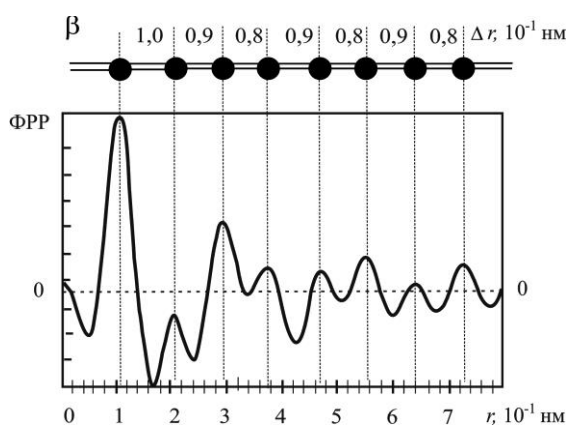


Рисунок 5 – Экспериментальная (полученная методом EELFS) ФРП для  $\beta$ -карбина, полученного напылением углерода на нагретую до 573 К медную подложку в водородной атмосфере.

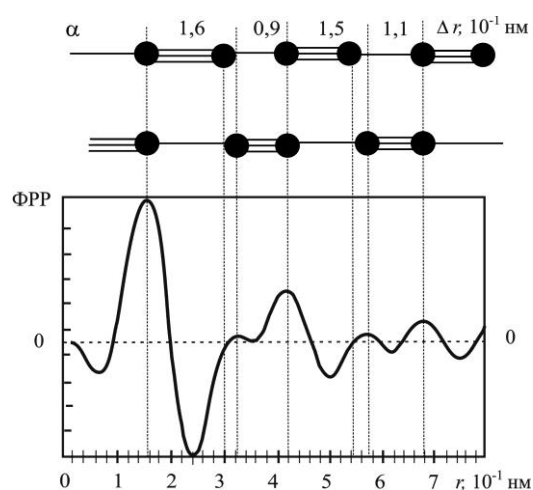


Рисунок 6 – Экспериментальная (полученная методом EELFS) ФРП для  $\alpha$ -карбина, полученного нанесением углерода на индиевую подложку трением при комнатной температуре в обычной атмосфере.

Таким образом, на основании проведенных экспериментов и теоретических расчетов определили кратность ковалентных связей в двух модификациях карбина, сформированных на разных металлических подложках и разными методами. Развитый подход, может быть полезен для расшифровки нано-размерных объемных и поверхностных кристаллических структур как углеродных, так и других материалов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дж.Эмсли, Элементы: Пер с англ. - Москва, «Мир», 1993, 256 стр.
2. A.I. Kovalev, V.P. Mishina (V.P. Filippova), G.V. Stsherbedinsky, D.L. Wainstein. EELFS method for investigation of equilibrium segregations on surfaces in steel and alloys. Vacuum, 1990, vol. 41, № 7—9, p. 1794—1795.

**МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ КРИОГЕННОГО МАГНИТНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ  
С ОБРАТНЫМ МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИМ ЭФФЕКТОМ**

**Каманцев А.П.<sup>1</sup>, Кошкидько Ю.С.<sup>2</sup>, Мусабилов И.И.<sup>3</sup>, Кошелев А.В.<sup>4</sup>,  
Таскаев С.В.<sup>5</sup>, Маширов А.В.<sup>1</sup>, Шавров В.Г.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>Институт низких температур и структурных исследований ПАН, Вроцлав, Польша

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

<sup>4</sup>Институт экспериментальной минералогии РАН, Черноголовка, Россия

<sup>5</sup>Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

kaman4@gmail.com

Перспективная идея магнитного охлаждения путем адиабатического размагничивания принесла в начале 30-х гг. XX века в физику низких температур новые возможности получения сверхнизких температур до  $10^{-3}$  К. В основе технологии магнитного охлаждения лежит магнитокалорический эффект (МКЭ), который достигает максимальных значений при температурах вблизи магнитных фазовых переходов (ФП). Перспективными направлениями для применения магнитного охлаждения в области криогенных температур является сжижение газов, таких как гелий, кислород, водород и др., для чего выбираются магнитные материалы с ФП в области температур, соответствующей температуре кипения конкретного газа [1].

С данной точки зрения наиболее перспективными материалами являются редкоземельные металлы и их интерметаллические соединения, которые демонстрируют магнитные ФП и высокие значения МКЭ в области криогенных температур, которыми в настоящее время считаются температуры ниже 120 К. Известно, что МКЭ в магнетиках вблизи температур ФП может быть как прямым, так и обратным. Как прямой, так и обратный МКЭ могут быть использованы для магнитного охлаждения при криогенных температурах, однако использование обратного МКЭ – наиболее предпочтительно, так как рабочее тело при этом будет напрямую контактировать с охлаждаемой областью. Такая схема позволит быстро охлаждать область, находящуюся в магнитном поле – область самого сверхпроводящего магнита и окружающего его сжиженного газа (He или N<sub>2</sub>), что значительно упростит конструкцию магнитного холодильника [2].

При криогенных температурах обратный МКЭ наблюдается в интерметаллических соединениях: RCu<sub>2</sub>, R<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>, RFe<sub>3</sub> (где R-тяжелый РЗМ) вблизи метамагнитных ФП [1], также он наблюдается в некоторых сплавах Гейслера Ni-Mn-Z (где Z = In, Sn) [3], однако ФП 1-го рода в таких материалах лежат, как правило, при температурах выше 120 К.

В представленной работе изучались образцы из разных классов соединений с обратным МКЭ: интерметаллический Gd<sub>2</sub>In [4] и сплав Гейслера Ni<sub>44.4</sub>Mn<sub>36.2</sub>Sn<sub>14.9</sub>Cu<sub>4.5</sub>. Соединение Gd<sub>2</sub>In демонстрирует сложное магнитное упорядочение в зависимости от температуры (рис. 1а). Скачок намагниченности при  $T_m \approx 90$  К соответствует метамагнитному ФП 1-го рода от АФМ к ФМ фазе, однако детальная картина спинового упорядочения в этих фазах до сих пор остается неясной. Метамагнитный ФП 1-го рода в слабом магнитном поле 10 мТл показывает температурный гистерезис магнитных свойств шириной до 5 К (рис. 1а). Приложение магнитного поля смещает температуры метамагнитного ФП 1-го рода в область более низких температур со скоростью  $\sim 135$  К/Тл, что позволяет реализовать в Gd<sub>2</sub>In обратный МКЭ в невысоких магнитных полях. Температура Кюри в Gd<sub>2</sub>In – переход из ФМ в ПМ состояние, наблюдается при  $T_C \approx 200$  К (рис. 1а). Температурная зависимость намагниченности образца Gd<sub>2</sub>In в магнитном поле 5 Тл представлена на рис. 1б, метамагнитного ФП 1-го рода на данной зависимости не наблюдается. Подобное поведение ФП 1-го рода в сильных магнитных полях называется кинетическим арестом, что для слабой магнитной фазы представляет собой торможение роста фазы под внешним магнитным полем, таким

образом сильная магнитная фаза сохраняется при температурах ниже этого ФП 1-го рода в нулевом поле.

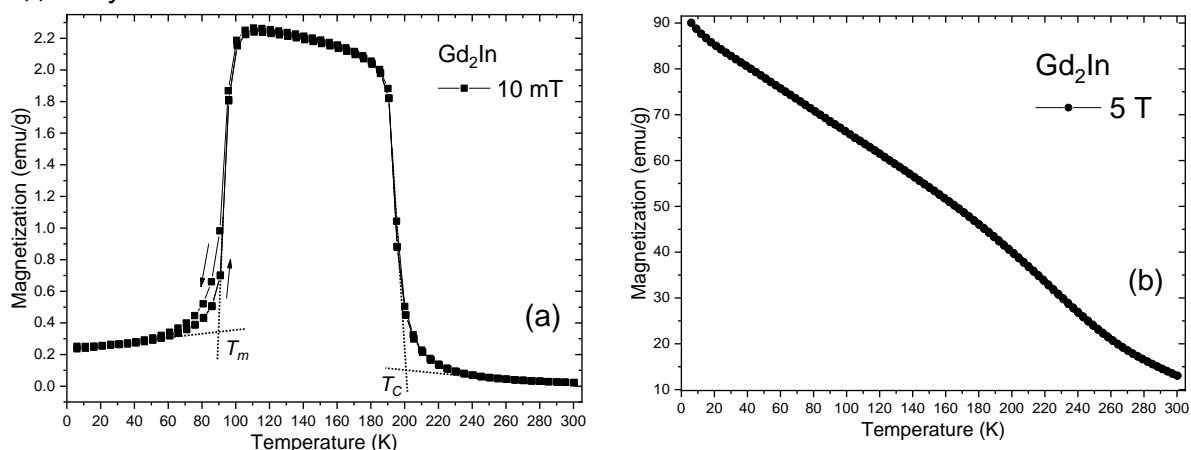


Рисунок 1 – Температурная зависимость намагниченности образца соединения  $Gd_2In$  в (a) низком поле 10 мТл и (b) сильном магнитном поле 5 Тл по протоколу ZFC-FC.

МКЭ в образцах  $Gd_2In$  был исследован методом прямого измерения адиабатического изменения температуры  $\Delta T_{ad}$  при изменении внешнего магнитного поля, для чего применялся экстракционный метод, подробно описанный в [3]. На рис. 2 представлены результаты измерений величины  $\Delta T_{ad}$  в полях до 14 Тл в широком диапазоне температур 4-240 К. Обратный МКЭ в  $Gd_2In$  наблюдается в области метамгнитного ФП 1-го рода при криогенных температурах в магнитных полях до 1.8 Тл, его максимальное значение при  $T_0 = 45$  К составило  $\Delta T_{ad} = -0.5$  К (рис. 2а).

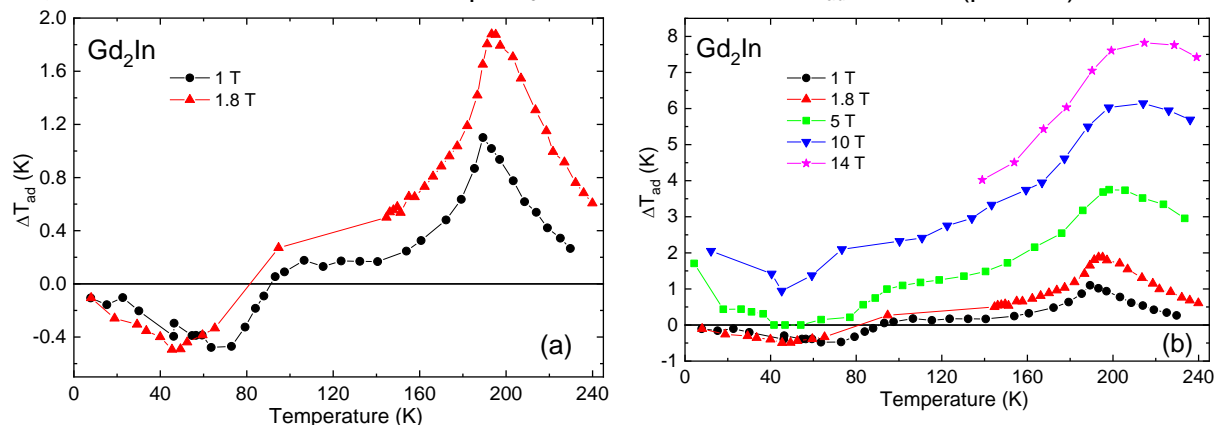


Рисунок 2 – Температурные зависимости адиабатического изменения температуры  $\Delta T_{ad}$  в сплаве  $Gd_2In$ , полученные прямым методом в магнитных полях 1, 1.8, 5, 10 и 14 Тл.

При увеличении магнитного поля до 5 Тл МКЭ при температурах вблизи  $T_0 = 45$  К обнуляется, а в более широкой области температур МКЭ становится положительным (рис. 2b). Исчезновение обратного МКЭ обусловлено конкуренцией двух вкладов в общий МКЭ. Прямой МКЭ в соединении  $Gd_2In$  в области температуры Кюри  $T_C = 200$  К возрастает с увеличением магнитного поля, максимальное значение прямого МКЭ при  $T_0 = 215$  К:  $\Delta T_{ad} = 7.8$  К в поле 14 Тл (рис. 2b).

На рис. 3. представлены результаты измерения температурной зависимости намагниченности образца сплава Гейслера  $Ni_{44.4}Mn_{36.2}Sn_{14.9}Cu_{4.5}$  в (a) низком поле 10 мТл, и (b) сильных магнитных полях 1 и 3 Тл. Сплав  $Ni_{44.4}Mn_{36.2}Sn_{14.9}Cu_{4.5}$  также демонстрирует два магнитных ФП 1-го и 2-го родов. Первый магнитоструктурный ФП 1-го рода от ферромагнитной мартенситной к ФМ аустенитной фазе наблюдается в области криогенных температур 50–110 К (рис. 3а). Приложение магнитного поля смешивает область мартенситной фазы к более низким температурам с коэффициентом

-2.2 К/Тл (рис. 3b), что позволяет реализовать в данном сплаве обратный МКЭ. Второй магнитный ФП 2-го рода – температура Кюри – наблюдается при  $T_C \approx 375$  К (рис. 3b).

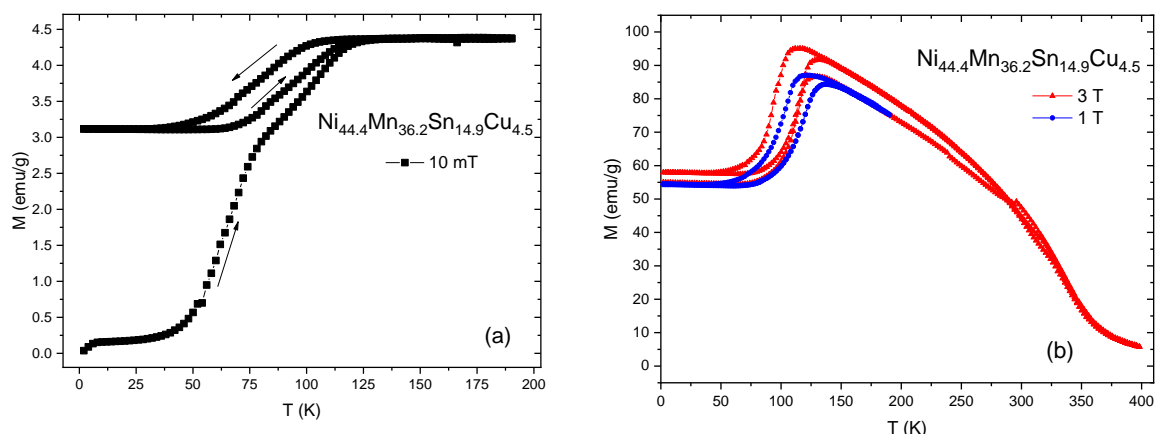


Рисунок 3 – Температурная зависимость намагниченности образца сплава Гейслера  $Ni_{44.4}Mn_{36.2}Sn_{14.9}Cu_{4.5}$  (a) в низком магнитном поле 10 мТл, (b) в сильных полях 1, 3 Тл.

В области низких температур в поле 1.8 Тл наблюдается обратный МКЭ как при последовательном нагреве образца, так и при его термоциклировании (рис. 4а). Максимальное значение обратного МКЭ в области ФП 1-го рода в поле 1.8 Тл составляет  $\Delta T_{ad} = -0,5$  К при  $T_0 = 117$  К (рис. 4а). При увеличении магнитного поля до 10 Тл обратный МКЭ увеличивается, достигая значения  $\Delta T_{ad} = -2,7$  К при  $T_0 = 117$  К (рис. 4b). Интересно, что в режиме последовательного нагрева в области температур 20–60 К в магнитном поле 10 Тл наблюдается прямой МКЭ в ферромагнитной мартенситной фазе, достигающий значения  $\Delta T_{ad} = 0.7$  К (рис. 4b).

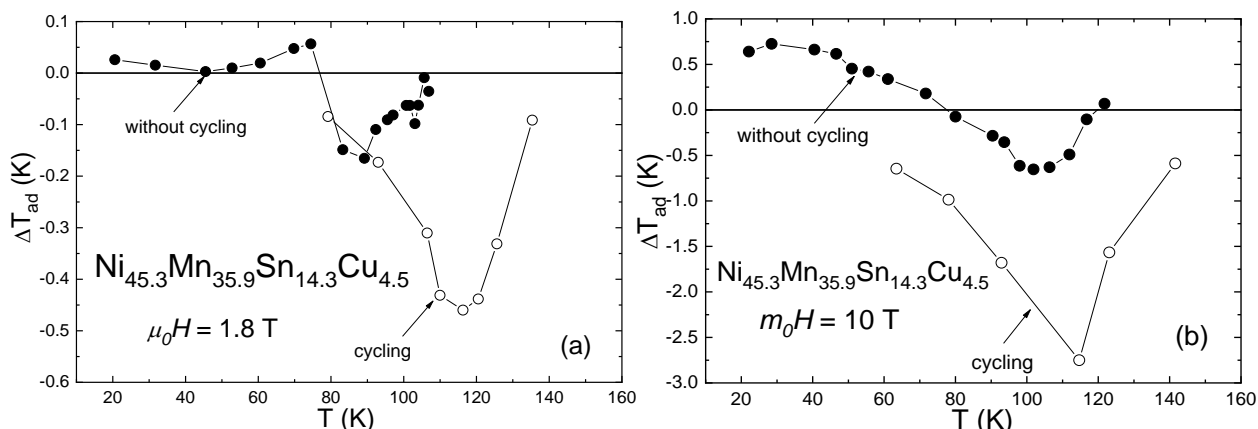


Рисунок 4 – Температурные зависимости  $\Delta T_{ad}$  для сплава Гейслера  $Ni_{44.4}Mn_{36.2}Sn_{14.9}Cu_{4.5}$ , измеренные прямым методом в магнитных полях (a) 1,8 Тл и (b) 10 Тл при последовательном нагреве образца (without cycling) и при термоциклировании (cycling).

**Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 20-19-00745-П, <https://rscf.ru/project/20-19-00745/>**

[1] Кошкидько Ю.С., и др. // Радиотехника и электроника. – 2023. – Т. 68. – С. 315–325.

[2] Suslov D.A., et al. // Chelyabinsk Phys. Math. J. – 2020. – V. 5. – P. 612–617.

[3] Dilmieva E.T., et al. // IEEE Trans. Magn. – 2017. – V. 53. № 11. – P. 2503705.

[4] Kamantsev A.P. et al. // J. Supercond. Nov. Magn. – 2022. – V. 35, № 8. – P. 2181–2186.

**ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА ДОМЕННЫХ СТенок В  
СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ TGS С ПЕРИОДИЧЕСКОЙ ПРИМЕСНОЙ  
СТРУКТУРОЙ**

**Толстихина А.Л.<sup>1</sup>, Гайнутдинов Р.В.<sup>1</sup>, Лашкова А.К.<sup>1</sup>, Иванова Е.С.<sup>1</sup>, Шут В.Н.<sup>2</sup>,  
Мозжаров С.Е.<sup>2</sup>, Кашевич И.Ф.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и  
фотоника» РАН, г. Москва, Россия*

<sup>2</sup>*ВГТУ, г. Витебск, Беларусь*

<sup>3</sup>*ВГУ имени П.М. Машерова, г. Витебск, Беларусь  
kashevich@tut.by*

Сегнетоэлектрические материалы определяются их способностью существовать в нескольких возможных состояниях или доменах, которыми можно управлять и переключать внешним полем. Как таковые, они являются востребованными функциональными материалами и стали объектом интенсивных исследований на десятилетия. Сегнетоэлектрические домены отличаются только своей ориентацией и могут сосуществовать в материале, где они разделены доменными стенками. Очень часто сегнетоэлектрические доменные стенки рассматривались как простые интерфейсы и изучались как таковые. С классической точки зрения, они занимают пренебрежимо малую объемную долю в материале, и их значимость для физических свойств сегнетоэлектриков видится через их движение или взаимодействие с дефектами, а не через их конкретные характеристики. Идея о том, что сегнетоэлектрические доменные стенки обладают собственными физическими свойствами, обсуждалась еще в 1970-х годах на основе теоретических моделей. Указывалось также на их специфические свойства. Совсем недавно, после основополагающей работы конца 1990-х годов [1,2], экспериментальные данные по свойствам доменных стенок вызвали новый интерес, например, с необычной проводимостью в диэлектриках или их полярными свойствами. Эти исследования привели к новой концепции устройств, названной инженерией доменных стенок, где активным элементом является доменная стенка, а не объемный материал.

Прогресс в этой новой области требует экспериментальных методов, способных дать представление о внутренней структуре и специфических свойствах доменных стенок. Очевидно, что очень маленький размер сегнетоэлектрических стенок представляет собой проблему. Недавний всплеск в этой области во многом связан с развитием экспериментальных методов с очень хорошим пространственным разрешением. Сюда входит современная атомно-силовая микроскопия в различных режимах ее работы или просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения для атомистических изображений.

В большинстве случаев особенности доменных структур формируются в результате их взаимодействия с иными дефектами кристаллической решетки, закреплением участков доменных стенок (декорированием) этими дефектами. Наиболее информативными в этом плане могут являться исследования свойств доменных границ в кристаллах с периодической примесной ростовой структурой. Изучение особенностей таких сегнетоэлектрических кристаллов вблизи доменных границ, влияния состояния доменных границ на их свойства позволит совершенствовать управление процессами переключения спонтанной поляризации и существенно продвинуться в улучшении известных и создании новых многофункциональных устройств на основе сегнетоэлектриков.

В данной работе исследовалась структура доменных стенок сегнетоэлектрических кристаллов триглицинсульфата (TGS) с периодическим послойным изменением как изомерной (L,D- $\alpha$ -аланин: DLATGS–LATGS), так неизоморфной (ионы хрома: TGS+Cr) примеси с точки зрения симметрии доменных границ и их электропроводящих свойств.



Прецизионное выявление доменной структуры методами атомно-силовой микроскопии (токопроводящей и микроскопии пьезоэлектрического отклика МПО) и измерение электрических характеристик проводилось в Институте кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

С помощью программного обеспечения SPIP 6.1.1 (ImageMetrology) проведена обработка МПО-изображений двух участков поверхности с одинаковой площадью  $15.7 \times 10^4$  мкм<sup>2</sup>: первый – участок с похожими по размерам доменами сложной формы (полоса DLATGS), второй – практически монодоменный с ветвящимися доменами противоположной компоненты (полоса LATGS) (рисунок 1).

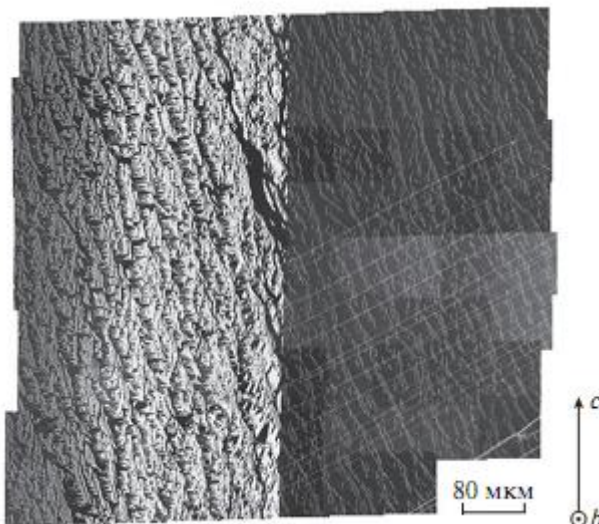


Рисунок 1 – Панорамное изображение доменной структуры полосчатых кристаллов (0.25%) DLATGS–(0.25%) LATGS, характеризующее изменение доменной структуры при нарастании кристалла от затравки к поверхности. Слева полоса DLATGS, справа LATGS. Пирамида роста {110}. Ширина полос, параллельных естественной грани (фронт роста), составляет ~250 мкм. Микроскопия пьезоотклика [3]

Данные участки сравнивали по двум параметрам: по статической униполярности и суммарному периметру доменных стенок. Статическая униполярность в разных полосах различается в 2 раза:  $k_1 = 0.46$ ,  $k_2 = 0.93$ . Суммарный периметр доменных стенок различается в 2,5 раза:  $l_1 = 9 \times 10^4$ ,  $l_2 = 3.6 \times 10^4$  мкм. То есть при добавлении примеси изомера D-α- к L-α-аланину в равном количестве в 2 раза уменьшается статическая униполярность и в 2.5 раза увеличивается периметр доменных стенок. Таким образом, в объеме кристалла DLATGS–LATGS формируются периодические полосы с доменной структурой, локальные сегнетоэлектрические характеристики которых различаются примерно в 2 раза, что, по-видимому, происходит в большой степени из-за увеличения длины доменных границ.

Методом проводящей ACM получены токовые изображения поверхности образца полосчатого кристалла TGS-TGS+Cr. В области доменной стенки наблюдалась более высокая проводимость. Представлялось интересным оценить разницу проводимости чистых и примесных полос кристаллах TGS–TGS+Cr другим зондовым методом с помощью петаомметра B2987A на зондовой станции «Cascade Microtech Tesla». Площадь зонда составляла 1мкм<sup>2</sup>. Поскольку доменные границы TGS обладают повышенной проводимостью, то можно ожидать, что участки кристалла с большей плотностью доменных стенок на единицу площади также должны лучше проводить электрический ток. Сравнительное исследование проводимости чистых и примесных полос кристалла на зондовой станции (рисунок 2) демонстрирует в 1.5–3 раза большую величину тока на омических интервалах ВАХ на примесных участках поверхности (кривая 1) по сравнению с чистыми (кривая 2).

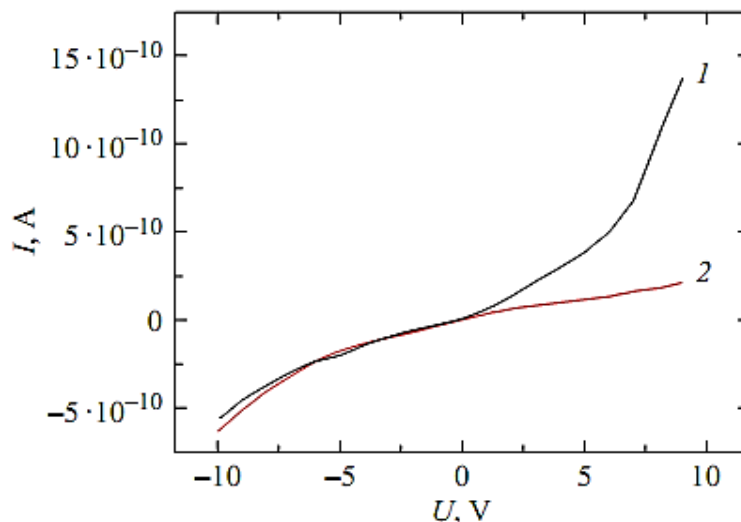


Рисунок 2 – ВАХ кристалла TGS–TGS+Cr: 1 – для полосы TGS+Cr, 2 – TGS. Источник тока подключен к платформе зондовой станции

Литературные данные говорят о том, что механизм проводимости TGS еще однозначно не установлен. Например, первоначальная гипотеза о протонном характере проводимости была позже подвергнута сомнению [4] (различное поведение проводимости вдоль разных кристаллографических направлений при введении радиационных дефектов заставило предположить, что вдоль разных направлений могут действовать различные механизмы). В представленном случае наиболее естественно рост проводимости в примесных слоях с Cr<sup>3+</sup> объяснить за счет сквозной электронной проводимости и повышенной плотности доменных стенок. Установлено также, что диэлектрическая проницаемость в примесных областях поверхности падает примерно в 4–6 раз по сравнению с номинально чистыми участками полосчатых кристаллов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Prashant R. Potnis, Nien-Ti Tsou and John E. Huber A. Review of Domain Modelling and Domain Imaging Techniques in Ferroelectric Crystals//Materials 2011, V. 4, pp. 417-447.
2. Catalan G, Seidel J, Ramesh R and Scott J F 2012 Rev. Mod. Phys. 84 119–56
3. Gainutdinov R. V., Belugina N. V., Tolstikhina A. L., Ivanova E. S., Kashevich I. F., Shut V. N., Mozzharov S. E. Study of Domain Structure and Dielectric Properties of Layered TGS -TGS + Cr Crystals // Ferroelectrics, 486: 33–40, 2015.
4. R.V. Gainutdinov, A. L. Tolstikhina, A. K. Lashkova, N. V. Belugina, V. N. Shut, S. E. Mozzharov, and I. F. Kashevich. Application of Scanning Capacitance Force Microscopy for Detecting Impurity Phases in Ferroelectric Triglycine Sulfate //Technical Physics, 2019, Vol. 64, No. 11, pp. 1602–1608.

## МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОБЪЕМНЫХ КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНАТА БАРИЯ

Лалетин В.М.<sup>1</sup>, Кудыбин М.В.<sup>1</sup>, Поддубная Н.Н.<sup>1</sup>, Филиппов Д.А.<sup>2</sup>,  
Tran Dang Thanh<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

<sup>2</sup> *Новгородский государственный университет, Великий Новгород, Россия*

<sup>3</sup> *Institute of Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology,  
Hanoi, Vietnam*

e-mail: laletin57@rambler.ru

### Введение

Магнитоэлектрические (МЭ) композиционные материалы можно условно разделить на две группы: слоистые структуры и объемные композиты. Последние получают спеканием смесей порошков феррита и пьезоэлектрика. В качестве пьезоэлектрика обычно используется цирконат-титанат свинца и его производные. Однако экологическая направленность современных технологий предъявляет требования к отказу от свинец содержащих материалов. Целью данной работы явилось исследование МЭ эффекта в объемных композитах на основе титаната бария ( $\text{Ba}_{0,95}\text{Ca}_{0,05}\text{TiO}_3$ ) и феррита никеля ( $\text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$ ).

### Образцы и методика эксперимента

Объемные композиты получены путем спекания смесей однофазных компонентов. С этой целью были приготовлены образцы системы  $x \cdot \text{Ba}_{0,95}\text{Ca}_{0,05}\text{TiO}_3 - (1-x) \cdot \text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$ , в которой  $x$  представляет массовые доли и меняется от 0,9 до 0,4 с шагом 0,1. Образцы спекали в течение 2-х часов при температурах 1240, 1260, 1280 и 1300°C. Скорость охлаждения образцов не превышала 50 град./ч. Образцы имели форму дисков диаметром 8,8 – 9,0 мм и толщиной 0,8 – 0,9 мм. Electroды наносили путем вжигания серебряной пасты при температуре 650°C в течение 30 мин. Поляризацию материалов осуществляли при температуре 50 – 100°C в течение 2-х часов в электрическом поле 1 кВ/мм с последующим охлаждением в этом поле до комнатной температуры в течение 0,5 ч.

МЭ эффект исследовали путем измерения напряжения, возникающего на образце при наложении на него переменного и медленно меняющегося магнитных полей. Подмагничивающее поле создавалось с помощью электромагнита, а переменное магнитное поле – катушками Гельмгольца. Амплитуда переменного поля составила 1 Э при исследовании низкочастотного эффекта (1 кГц). Величина медленно меняющегося магнитного поля регулировалась в пределах от 0 до 2,8 кЭ. Исследовался продольный МЭ эффект. Вектор электрической поляризации, перпендикулярный плоскости образца, был параллелен постоянному и переменному магнитным полям.

МЭ коэффициент по напряжению ( $\alpha_E$ ) определяли исходя из толщины образца, величины напряжения ( $dV$ ) и напряженности переменного магнитного поля ( $dH$ ):

$$\alpha_E = dV / (h \cdot dH).$$

МЭ коэффициент по поляризации ( $\alpha_P$ ) рассчитывали по формуле:

$$\alpha_P = 4 \cdot \pi \cdot dP / dH.$$

Одним из необходимых условий существования МЭ эффекта в композиционных материалах является наличие электрической поляризации в образце. Присутствие магнитной фазы, обладающей более высокой проводимостью по сравнению с пьезоэлектрической, ухудшает условия поляризации. Это уменьшает величину МЭ эффекта. Поэтому удельное сопротивление является одной из важных характеристик композиционного материала. Результаты исследований влияния состава керамики и температуры ее спекания на удельное сопротивление представлены на рисунке 1а. Установлено, что при концентрации феррита 10 масс.% удельное сопротивление композита не зависит от температуры спекания и имеет величину  $\sim 5 \cdot 10^9$  Ом·м. Однако, с увеличением содержания магнитной фазы удельное сопротивление

уменьшается, причем, чем выше температура спекания, тем сильнее это происходит. Это вызвано увеличением содержания ионов двухвалентного железа с ростом температуры спекания, что сопровождается увеличением проводимости феррита и как следствие уменьшение удельного сопротивления композиционной керамики.

Зависимости диэлектрической проницаемости композиционной керамики от содержания феррита, полученной при различных температурах спекания, представлены на рисунке 1б. Уменьшение диэлектрической проницаемости с увеличением содержания магнитной фазы для материалов полученных при температуре спекания 1240 и 1260°C объясняется замещением сегнетоэлектрической фазы с большей диэлектрической проницаемостью магнитной фазой с меньшей диэлектрической проницаемостью. Для образцов, полученных при температуре спекания 1280 и 1300°C с увеличением содержания магнитной фазы, сначала наблюдается уменьшение диэлектрической проницаемости, а затем ее увеличение. Последнее вызвано увеличением содержания ионов двухвалентного железа, что сопровождается ростом проводимости феррита и дисперсией диэлектрической проницаемости на низких частотах.

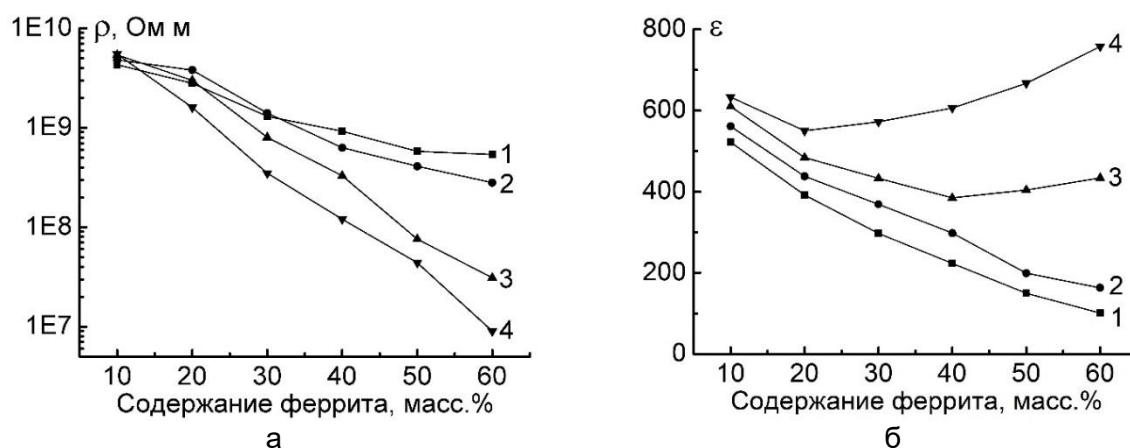


Рисунок 1 – Зависимость удельного сопротивления (а) и диэлектрической проницаемости (б) композиционной керамики от ее состава, полученной при температурах спекания 1240°C (1), 1260°C (2), 1280°C (3), 1300°C (4).

Результаты исследований влияния температуры спекания и состава керамики на МЭ коэффициент по напряжению представлены на рисунке 2а. Максимальная величина коэффициента получена при температуре спекания 1240 С для состава содержащего 50 масс.% феррита. Она составляет 102 мВ/(см·Э). С увеличением температуры спекания наблюдается уменьшение МЭ сигнала и смещение его максимума в сторону меньшей концентрации феррита. Для МЭ коэффициента по поляризации (рисунок 2б) максимальная величина имеет место для образцов, содержащих 30 масс.% феррита и составляет 0,084 при температурах спекания 1260 С – 1280 С. МЭ эффект в композитах проявляется в виде изменения электрической поляризации под действием магнитного поля. Поэтому, на МЭ характеристики большое влияние оказывает диэлектрическая проницаемость. Причем, если для МЭ коэффициента по напряжению уменьшение диэлектрической проницаемости приводит к росту этого параметра, то в случае МЭ коэффициента по поляризации все происходит наоборот. Поэтому максимумы МЭ коэффициентов по напряжению и по поляризации не совпадают друг с другом.

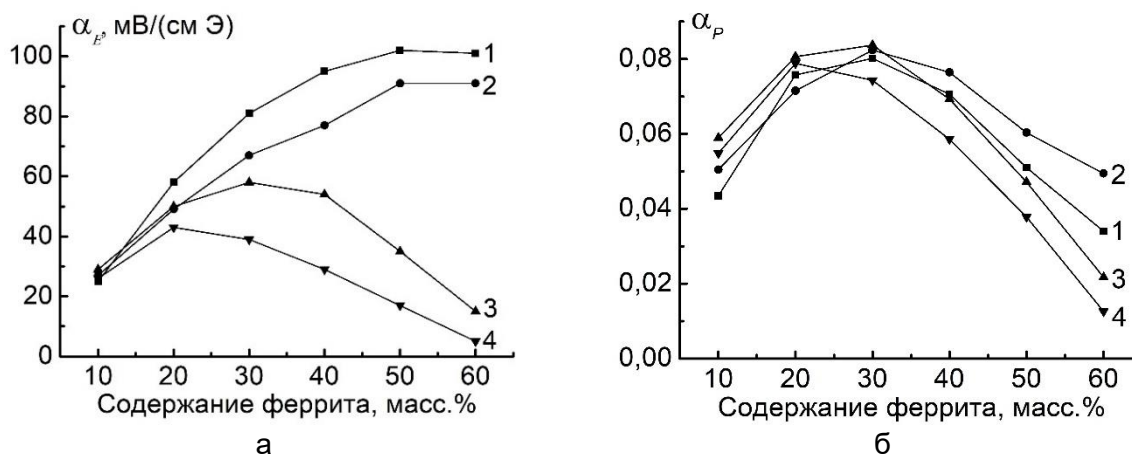


Рисунок 2 – Зависимость МЭ коэффициента по напряжению (а) и по поляризации (б) композиционной керамики от ее состава, полученной при температурах спекания 1240°C (1), 1260°C (2), 1280°C (3), 1300°C (4).

Полевая зависимость МЭ коэффициента по напряжению для образца состава 50 масс.%  $\text{Ba}_{0,95}\text{Ca}_{0,05}\text{TiO}_3$  – 50 масс.%  $\text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$  имеет типичный вид свойственный объемным композиционным материалам феррит – пьезоэлектрик (Рисунок 3). МЭ коэффициент достигает максимальной величины 102 мВ/(см Э) в магнитном поле, равном 0,8 кЭ.

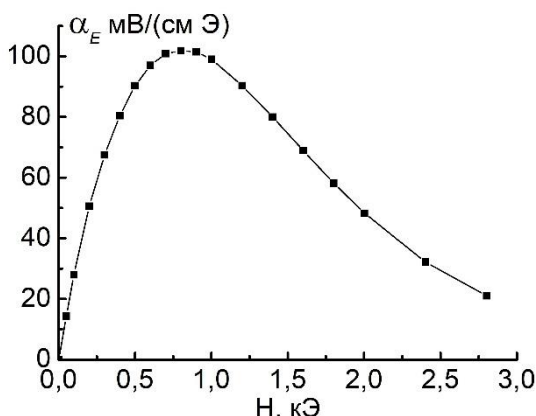


Рисунок 3 – Полевая зависимость МЭ коэффициента по напряжению для образца состава 50 масс.%  $\text{Ba}_{0,95}\text{Ca}_{0,05}\text{TiO}_3$  – 50 масс.%  $\text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$ .

### Выводы

Исследовано влияние состава керамики, температуры спекания на МЭ характеристики в объемных композитах  $\text{Ba}_{0,95}\text{Ca}_{0,05}\text{TiO}_3$  –  $\text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$ . Максимальный МЭ коэффициент по напряжению получен на образцах при температуре спекания 1240°C с содержанием магнитной фазы 50 масс.% и составляет 102 мВ/(см Э). Максимальное значение МЭ коэффициента по поляризации получено на образцах при температурах спекания 1260 – 1280°C с содержанием магнитной фазы 30 масс.% и составляет 0,084. Значения МЭ коэффициентов сопоставимы по величине с характеристиками в объемных композитах на основе свинец содержащей керамики.

Работа выполнена при поддержке Вьетнамской академии наук и технологий (QTVU02.01/21-22) и БРФФИ (Ф21ВА-006).

## СИНТЕЗ И КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ $\text{BiFeO}_3 - \text{Ba}(\text{Sr})\text{TiO}_3$

Латушко С.И.<sup>1,2</sup>, Желудкевич Д.В.<sup>1,2</sup>, Силибин М.В.<sup>2</sup>, Сиколенко В.В.<sup>2,3</sup>,  
Поддубная Н.Н.<sup>4</sup>, Карпинский Д.В.<sup>1,2\*</sup>

<sup>1</sup>Научно-практический центр по материаловедению НАН Беларуси, Минск, Беларусь

<sup>2</sup>Национальный исследовательский университет "Московский институт  
электронной техники" МИЭТ, Зеленоград, Россия

<sup>3</sup>Объединённый институт ядерных исследований, Дубна, Россия

<sup>4</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь

\* e-mail: karpinsky@physics.by

### Аннотация

Твердые растворы системы  $\text{BiFeO}_3 - \text{Ba}(\text{Sr})\text{TiO}_3$  с химической формулой  $\text{Bi}_{1-y}(\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x)_y\text{Fe}_{1-y}\text{Ti}_y\text{O}_3$ , где  $x = 0 - 1$ ;  $y \leq 0.4$  были приготовлены золь-гель методом. На основании данных рентгеноструктурного анализа определена концентрационная эволюция структурного состояния. Результаты структурных исследований позволили уточнить характер изменения кристаллической структуры в зависимости от химического состава твердых растворов. Установлено, что составы  $\text{Bi}_{1-y}(\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x)_y\text{Fe}_{1-y}\text{Ti}_y\text{O}_3$  с  $x = 0$ ;  $y = \leq 0.2$  характеризуются однофазной ромбоэдрической структурой, а увеличение концентрации до  $y = 0.4$  приводит к стабилизации псевдокубической фазы. Увеличение концентрации Sr приводит к переходу составов в однофазное кубическое состояние.

**Ключевые слова:** мультиферроики, морфотропная фазовая граница, кристаллическая структура.

### Введение

Материалы, основанные на феррите висмута, привлекают большое внимание научного сообщества из-за широкого спектра структурных и магнитных фазовых переходов. В то же время, такие материалы имеют значительные недостатки. К ним относится низкая остаточная намагниченность, высокая проводимость, небольшая величина магнетозлектрического взаимодействия, что значительно ограничивает сферу их возможных применений. Некоторые из этих недостатков можно преодолеть с помощью различных схем химического замещения. Настоящая работа сосредоточена на корреляции между кристаллической структурой, типом и концентрацией ионов-заместителей в системе твердых растворов  $\text{Bi}_{1-y}(\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x)_y\text{Fe}_{1-y}\text{Ti}_y\text{O}_3$ . Показано, что использование предложенных схем химического замещения, позволяет контролировать как кристаллическую, так и электронную структуру твердых растворах  $\text{Bi}_{1-y}(\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x)_y\text{Fe}_{1-y}\text{Ti}_y\text{O}_3$ , что делает их многообещающими материалами, которые будут использоваться при создании устройств в области хранения информации и технологий энергосбережения.

### Экспериментальная часть

Керамические составы  $\text{Bi}_{1-y}(\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x)_y\text{Fe}_{1-y}\text{Ti}_y\text{O}_3$ , где  $x = 0-1$ ;  $y \leq 0.4$  были приготовлены золь-гель методом. На начальном этапе использовали исходные реагенты  $\text{Sr}(\text{NO}_3)_2$ ,  $\text{C}_{12}\text{H}_{28}\text{O}_4\text{Ti}$ ,  $\text{Bi}(\text{NO}_3)_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{Ba}(\text{NO}_3)_2$ ,  $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{C}_6\text{H}_8\text{O}_7$ . Сначала в дистиллированной воде растворяли лимонную кислоту (соотношение суммы ионов металлов и лимонной кислоты 1:3), затем добавляли изопропоксид титана и довели температуру смеси до  $90^\circ\text{C}$ , позже к полученному раствору добавляли  $(\text{NO}_3)_2$ ,  $\text{Sr}(\text{NO}_3)_2$  и т.д. Перед добавлением нитрата висмута pH реакционной смеси довели до 1 добавлением азотной кислоты ( $\text{HNO}_3$ ) во избежание образования осадков нерастворимого оксинитрата висмута  $\text{BiONO}_3$ . После этого к прозрачному раствору добавляли  $(\text{C}_2\text{H}_6\text{O}_2)$  (отношение общего количества ионов металлов к этиленгликолю 1:10) и смесь гомогенизировали при  $90^\circ\text{C}$  в течение 1,5 ч. Полученный гель сушили в течение 12 ч при  $180^\circ\text{C}$ , полученный порошок растирали в ступке и отжигали при  $1000^\circ\text{C}$ . Фазовую чистоту и кристаллическую структуру составов исследовали на основании данных рентгеноструктурного анализа, полученных на

дифрактометре Bruker D8 Advance с Cu-K $\alpha$ -излучением и зарегистрированных в диапазоне 2Theta 20–80° с шагом 0,02°. Данные XRD уточняли по методу Ритвельда с использованием программы FullProf.

### Результаты и обсуждение

Рентгенограммы, полученные для составов Bi<sub>1-y</sub>(Ba<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>)<sub>y</sub>Fe<sub>1-y</sub>Ti<sub>y</sub>O<sub>3</sub> с x = 0; y = 0.2 характеризуются однофазной ромбоэдрической структурой. Увеличение концентрации ионов заместителей приводит к уменьшению ромбоэдрических искажений, а структуру составов с y = 0.25 – 0.33 можно уточнить, предполагая сосуществование ромбоэдрической и псевдокубической фаз. Следует отметить, что псевдокубическая фаза наблюдается в составах 0.25 < y < 0.40. Химическое замещение вызывает постепенное уменьшение объемной доли искажения ромбоэдрической элементарной ячейки, о чем можно судить по эволюции характерных рефлексов, связанных с искажением кислородных октаэдров в плоскости ab ромбоэдрической решетки.

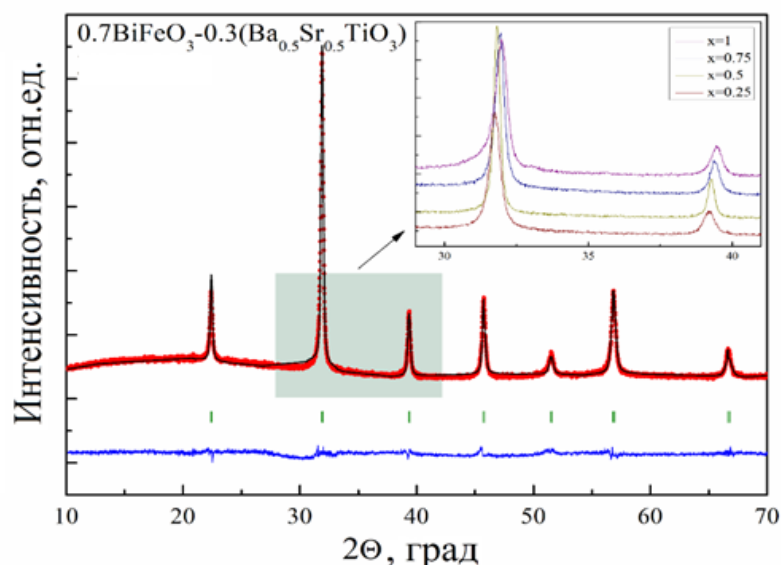


Рисунок 1 – Рентгенограммы, полученные для составов 0.7BiFeO<sub>3</sub>-0.3(Ba<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>TiO<sub>3</sub>), при комнатной температуре. На вставке показана обусловленная концентрацией эволюция дифракционных пиков для составов x = 0.25-1.

На рисунке 1 представлены дифрактограммы образцов Bi<sub>1-y</sub>(Ba<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>)<sub>y</sub>Fe<sub>1-y</sub>Ti<sub>y</sub>O<sub>3</sub> x = 0.25-1, y = 0.3. Анализ дифрактограмм указывает на незначительные структурные изменения для составов с концентрациями до 0.75. Рефлекс в области  $\theta = 32^\circ$  для состава с концентрацией x = 1 имеет несимметричный профиль, что свидетельствует о наличии ромбоэдрических искажений. Увеличение концентрации Sr приводит к искажению ромбоэдрической элементарной ячейки кристаллической структуры, а именно к переходу в однофазное кубическое состояние (рисунки 1, 2).

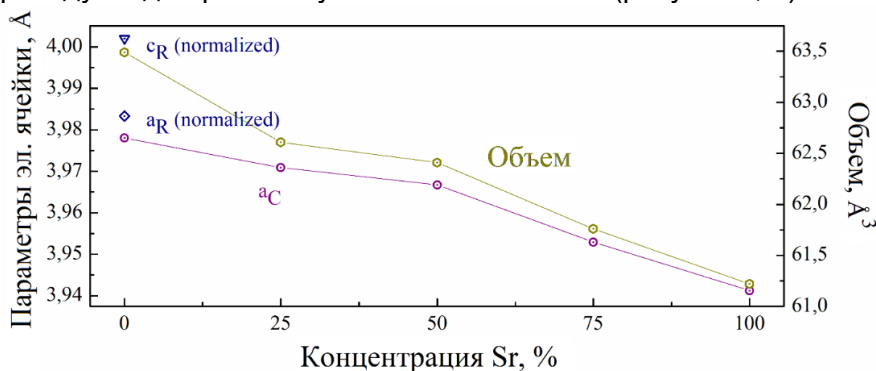


Рисунок 2 – Параметры элементарной ячейки для составов 0.7BiFeO<sub>3</sub>-0.3(Ba<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>TiO<sub>3</sub>) x = 0-1.

Следует отметить, что увеличение концентрации ионов Sr приводит к изменению параметров кристаллической решетки, а именно к уменьшению значения параметра  $a$  и значения объема элементарной ячейки с  $62.61 \text{ \AA}^3$  для состава с концентрацией замещения  $x = 0.25$  до  $61.22 \text{ \AA}^3$  с концентрацией  $x = 1$  (рисунок 2). Такое изменение параметров связано с замещением ионов Ba с большим радиусом ( $1.35 \text{ \AA}$ ) на ионы Sr с меньшим ионным радиусом ( $1.18 \text{ \AA}$ ).

**Заключение**

Составы  $\text{Bi}_{1-y}(\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x)_y\text{Fe}_{1-y}\text{Ti}_y\text{O}_3$  с  $x = 0$ ;  $y = \leq 0.2$  характеризуются однофазной ромбоэдрической структурой. Увеличение концентрации ионов заместителей приводит к уменьшению ромбоэдрических искажений, а структуру составов с  $y = 0.25 - 0.33$  можно описать в модели, предполагающей сосуществование ромбоэдрической и псевдокубической фаз. Увеличение концентрации Sr приводит к переходу состава в однофазное кубическое состояние, а также вызывает уменьшение значения параметра  $a$  и значения объема элементарной ячейки кристаллической решетки от  $62.61 \text{ \AA}^3$  для состава с концентрацией замещения  $x = 0.25$  до  $61.22 \text{ \AA}^3$  для состава с концентрацией  $x = 1$ . Такое изменение параметров обусловлено химическим замещением ионов Ba с большим радиусом ( $1.35 \text{ \AA}$ ) на ионы Sr с меньшим ионным радиусом ( $1.18 \text{ \AA}$ ).

**БЛАГОДАРНОСТЬ**

**Исследования выполнены при поддержке РФФ (23-19-00347).**



КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ И МАГНИТНАЯ СТРУКТУРА  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$ 

Латушко С.И.<sup>1,2</sup>, Желудкевич Д.В.<sup>1,2</sup>, Силибин М.В.<sup>2</sup>, Сиколенко В.В.<sup>2,3</sup>,  
Поддубная Н.Н.<sup>4</sup>, Карпинский Д.В.<sup>1,2\*</sup>

<sup>1</sup>Научно-практический центр по материаловедению НАН Беларуси, Минск, Беларусь

<sup>2</sup>Национальный исследовательский университет "Московский институт  
электронной техники" МИЭТ, Зеленоград, Россия

<sup>3</sup>Объединённый институт ядерных исследований, Дубна, Россия

<sup>4</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь

\* e-mail: karpinsky@physics.by

**Аннотация**

Кристаллическая структура и магнитные свойства твердого раствора  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$ , полученного методом твердофазных реакций с использованием высокого давления исследованы с использованием методов дифракции нейтронов и рентгеновского излучения, а также методов магнитометрии. Установлено, что структура твердого раствора  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$  характеризуется двухфазным структурным состоянием с доминирующей моноклинной фазой (пр. гр.  $C2/c$ ) и незначительной части (~10%) орторомбической фазы (пр. гр.  $Pnma$ ). При уменьшении температуры от 300 К до 5 К уменьшается объемная доля орторомбической структурной фазы, при  $T \sim 80$  К появляется спонтанная намагниченность, обусловленная частичным сохранением орбитального упорядочения ионов  $\text{Mn}^{3+}$ . В работе рассмотрена взаимосвязь структурного состояния состава и его магнитных свойств, а также возможность сосуществования магнитного и дипольного электрического упорядочения.

**Ключевые слова:** кристаллическая структура, фазовый переход, магнитная структура, орбитальное упорядочение.

**Введение**

В последние два десятилетия наблюдается значительный интерес к сложным оксидам переходных металлов, обладающих одновременно магнитным и электрическим упорядочением. Материалы, в которых одновременно сосуществуют такие типы упорядочений называют магнитоэлектриками или мультиферроиками. Наиболее известными соединениями с указанными свойствами являются феррит висмута и манганит висмута -  $\text{BiFeO}_3$  и  $\text{BiMnO}_3$ , а также твердые растворы на их основе. При этом в настоящее время имеется крайне мало сведений о твердых растворах  $\text{BiMn}_{1-x}\text{Fe}_x\text{O}_3$ , что в значительной степени обусловлено сложностями их получения.

Основная научная проблема, рассматриваемая при создании твердых растворов системы  $\text{BiMn}_{1-x}\text{Fe}_x\text{O}_3$  касается стабилизации одновременно дипольного электрического упорядочения и наличия спонтанной намагниченности. Известно, что при увеличении концентрации  $x$  в системе твердых растворов  $(1-x)\text{BiFeO}_3-(x)\text{BiMnO}_3$  происходит структурный фазовый переход из полярно активной ромбоэдрической структуры в антиполярную орторомбическую и далее в неполярную моноклинную. При этом магнитная структура составов претерпевает изменения от модулированной антиферромагнитной в ферромагнитную, обусловленную упорядочением  $d_{22}$  орбиталей ионов  $\text{Mn}^{3+}$ . Однако открытым остается вопрос о взаимосвязи структурного состояния составов и их магнитного порядка, в частности возможности наличия спонтанной намагниченности в полярной ромбоэдрической и антиполярной орторомбической фазах, а также условий формирования дальнего магнитного порядка в области морфотропных фазовых границ «ромбоэдр-орторомб» и «орторомб-моноклин». В настоящей работе исследуется структурное состояние твердого раствора  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$ , соответствующего фазовой границе «орторомб-моноклин» в интервале температур 5 – 300 К.

**Экспериментальная часть**

Керамические составы  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$  получены из простых оксидов  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MnO}_2$  взятых в стехиометрическом соотношении с использованием метода твердофазных реакций при высоких давлениях и температурах. Синтез проводился на

аппарате высокого давления ленточного типа при давлении 6 ГПа и температуре около 1600 К в течение 40 мин в запаянных платиновых ампулах. После синтеза давление медленно сбрасывали до атмосферного, образцы закаливали при комнатной температуре. Кристаллическую и магнитную структуру составов анализировали с использованием данных рентгеновской дифракции, полученных на дифрактометре PanAlytical X'pert Pro. Рентгеновские данные анализировали методом Ритвельда с использованием программы FullProf. Исследования методом дифракции нейтронов проводились с использованием Фурье дифрактометра высокого разрешения в интервале температур 5 – 300 К (ФДВР, ОИЯИ). Измерения намагниченности проводились с использованием универсальной измерительной установки CFMS от Cryogenic Ltd.

### Результаты и обсуждение

#### Кристаллическая структура $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$ .

При замещении ионов марганца ионами железа в соединении  $\text{BiMnO}_3$  при уровне замещения 20 мол. % происходит концентрационный фазовый переход из моноклинной (пространственная группа  $C2/c$ ) в орторомбическую фазу (пространственная группа  $Pnma$ ), описываемую метрикой  $\sqrt{2}a_p \cdot 4a_p \cdot 2\sqrt{2}a_p$  (где  $a_p$  - параметр примитивной ячейки перовскита). Анализ структуры, проведенный методом дифракции рентгеновского излучения для твердого раствора с 30 мол. % содержания ионов железа, указывает на сосуществование двух указанных выше структурных фаз. Характерная дифрактограмма, уточненная в двухфазной модели приведена на рисунке 1. На основании анализа дифракционных данных установлено, что двухфазное структурное состояние состава  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$  характеризуется преобладанием моноклинной фазы, при этом объемная доля орторомбической фазы составляет ~ 10 %.

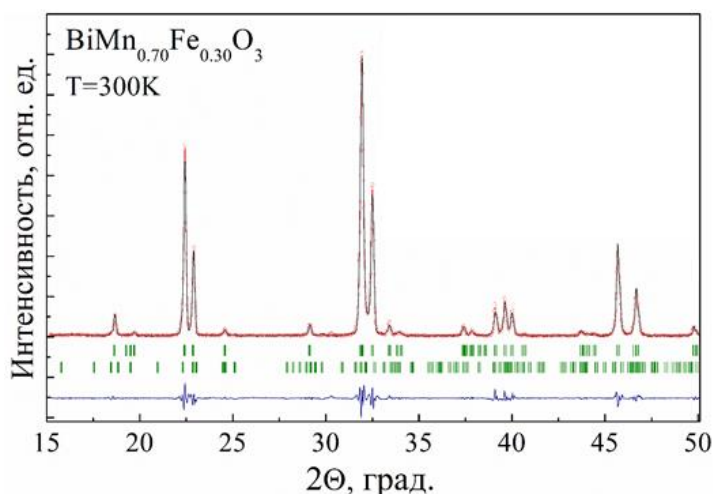


Рисунок 1 – Дифрактограмма состава  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$ , уточненная в двухфазной модели – верхний ряд Брэгговских позиций - моноклинная фаза ( $C2/c$ ), нижний - орторомбическая фаза ( $Pnma$ ).

Таким образом, структурное состояние состава  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$  соответствует морфотропной фазовой границе «орторомб-моноклин», при этом твердый раствор характеризуется неравномерным распределением механических напряжений на границах сосуществования двух структурных фаз, что приводит к формированию значительного количества структурных дефектов. Наличие структурных дефектов различной природы и неоднородностей химического состава в значительной степени влияют на магнитную структуру составов, в частности нарушения в периодическом расположении магнитоактивных ионов, находящиеся в В-подрешетке структуры перовскита способствует нарушению дальнего магнитного порядка, как показано в следующем разделе.

**Магнитная структура  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$**

Магнитная структура твердых растворов  $\text{BiMn}_{1-x}\text{Fe}_x\text{O}_3$  значительно меняется при увеличении концентрации ионов железа. Ионы  $\text{Fe}^{3+}$  разрушают орбитальный порядок, сформированный упорядочением  $d_{22}$  орбиталей ионов  $\text{Mn}^{3+}$ , что приводит к фрустрированному магнитному состоянию. Для твердого раствора  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$  наблюдается разрушение дальнего ферромагнитного порядка, что подтверждается данными магнитной нейтронографии (рисунок 2).

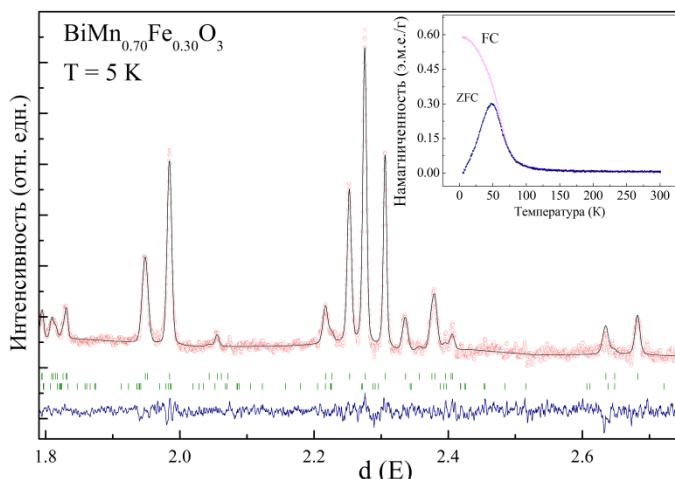


Рисунок 2 – Нейтронограмма состава  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$  при температурах  $T = 5 \text{ K}$  и  $300 \text{ K}$ , уточненная в двухфазной модели (пр. гр.  $C2/c$  и  $Pnma$ ). На вставке показаны температурные зависимости намагниченности, полученные в режимах FC и ZFC.

Результаты анализа нейтронограммы состава при  $T = 5 \text{ K}$  указывают на отсутствие систематического увеличения интенсивности рефлексов, характерных для ферромагнитной структуры (рисунок 2). Полученные данные свидетельствуют об отсутствии дальнего магнитного порядка, при этом возможно наличие ближнего ферромагнитного упорядочения типа спинового стекла, что согласуется с результатами исследования магнитных свойств, проведенных методами магнитометрии. Температурные зависимости намагниченности указывают на наличие фазового перехода в магнитоупорядоченное состояния при температурах ниже  $80 \text{ K}$ , что соответствует ферромагнитной компоненте, характерной для исходного состава  $\text{BiMnO}_3$  с моноклинной структурой и дальним ферромагнитным порядком.

**Заключение**

Проведено исследование кристаллической структуры и магнитных свойств твердого раствора  $\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3$ . Установлено, что состав является двухфазным с доминирующей моноклинной фазой (пр. гр.  $C2/c$ ) и орторомбической фазой (пр. гр.  $Pnma$ ) (~ 10 %). Магнитная структура состава характеризуется фрустрированным ферромагнитным состоянием с температурой перехода в магнитоупорядоченное состояние ~ $80 \text{ K}$ , ферромагнитная компонента обусловлена частично сохранившимся орбитальным упорядочением  $d_{22}$  орбиталей ионов  $\text{Mn}^{3+}$ .

**БЛАГОДАРНОСТЬ**

**Исследования выполнены при поддержке РФФ (21-19-00386).**

## ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СЕРИИ AL-MG-SI В ХОДЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Лапшов М.А.<sup>2</sup>, Арышенский Е.В.<sup>1,2</sup>, Коновалов С.В.<sup>1,2</sup>, Чинов В.Ю.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Самарский университет, Самара, Россия

lapshov.m.syz@gmail.com

### Введение

Алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si можно назвать наиболее перспективными в наше время, т.к. они имеют хорошие показатели формруемости, коррозионной стойкости, а также прочности, которая достигается, в том числе за счет выделения в ходе термической обработки упрочняющей метастабильной фазы  $\beta''$  ( $Mg_5Si_6$ ) [1]. Кремний в данных сплавах, как правило, способствует увеличению прочности и пластичности, а также снижению времени старения [2,3]. Дополнительного, повышения механических свойств можно добиться легированием скандия. Даже сверхмалые добавки скандия упрочняют сплав, вследствие образования когерентных наноразмерных частиц  $Al_3Sc$ , а также способствуют существенной модификации литой структуры [4,5]. Вместе со скандием, часто используют цирконий, который повышает термостабильность частиц  $Al_3Sc$  [5,6]. Кремний же в сочетании со скандием образует метастабильную когерентную фазу  $(AlSi)_3Sc$ , что даёт дополнительный рост механических свойств [7].

### Методика

Для изучения был выбран базовый сплав 0,3Mg1Si, а также сплав, дополнительно легированный Sc и Zr - 0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr. Сплавы подвергались термической обработки (см. таблицу №1). Кроме того сплавы подвергались гомогенизированному отжигу с последующей обработкой давлением в виде горячей и холодной прокатки, после чего проводился нагрев под закалку и искусственное старение (см. таблицу №1). Для прокатанных образцов были определены мехсвойства после каждого шага термомеханической обработки.

Микроструктуру сплавов после каждого шага ТМО исследовали с помощью просвечивающей микроскопии с целью изучения количества и типа упрочняющих частиц. Исследование проводилось на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 при напряжении 200 кВ. Элементный анализ выполнен с помощью рентгеновской энергодисперсионной системы OXFORD Instruments, INCA Energy. Образцы для исследований методом ПЭМ были подготовлены путем механической и электролитической полировки.

Таблица 1 – Режимы ТМО для рассматриваемых сплавов

Сплав	Режим ТМО
0,3Mg1Si	550 °C 8ч + 180 °C 5ч
0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr	440 °C 8ч + 500 °C 0,5ч + 180 °C 5ч
0,3Mg1Si	ГОМ 550 °C 3ч + ГП + ХП + 550 °C 4ч + 180 °C 5ч
0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr	ГОМ 440 °C 6ч + ГП + ХП + 500 °C 0,5ч + 180 °C 5ч

Результаты исследований и их обсуждение

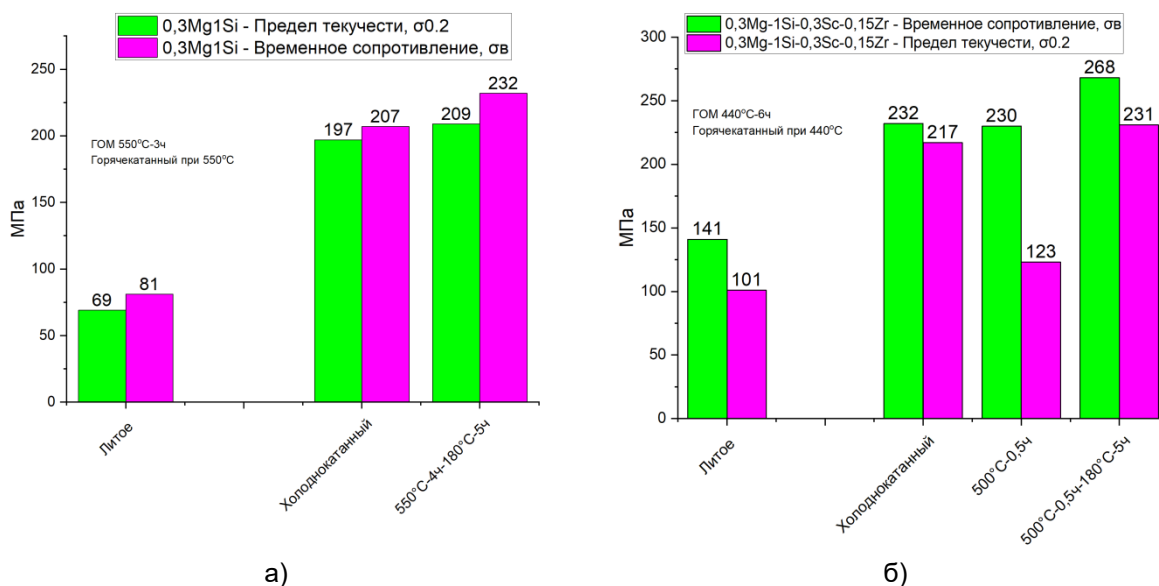


Рисунок 1 – Механические свойства сплава: а - 0,3Mg1Si; б - 0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr

Термомеханическая обработка базового сплава 0,3Mg1Si улучшает механические свойства в 2,5-3 раза, более того, последующее искусственное старение повышает показатели еще на 15-20% (рис. 1). Добавки скандия и циркония уже в литом состоянии повышают временное сопротивление на 60 МПа, предел текучести на 32 МПа (рис. 1). Последующие ГОМ и прокатка позволяют повысить механические свойства на 20-25 МПа (относительно базового сплава) за счет выделения упрочняющих частиц типа Al<sub>3</sub>Sc и Al<sub>3</sub>ScZr (рис.2).

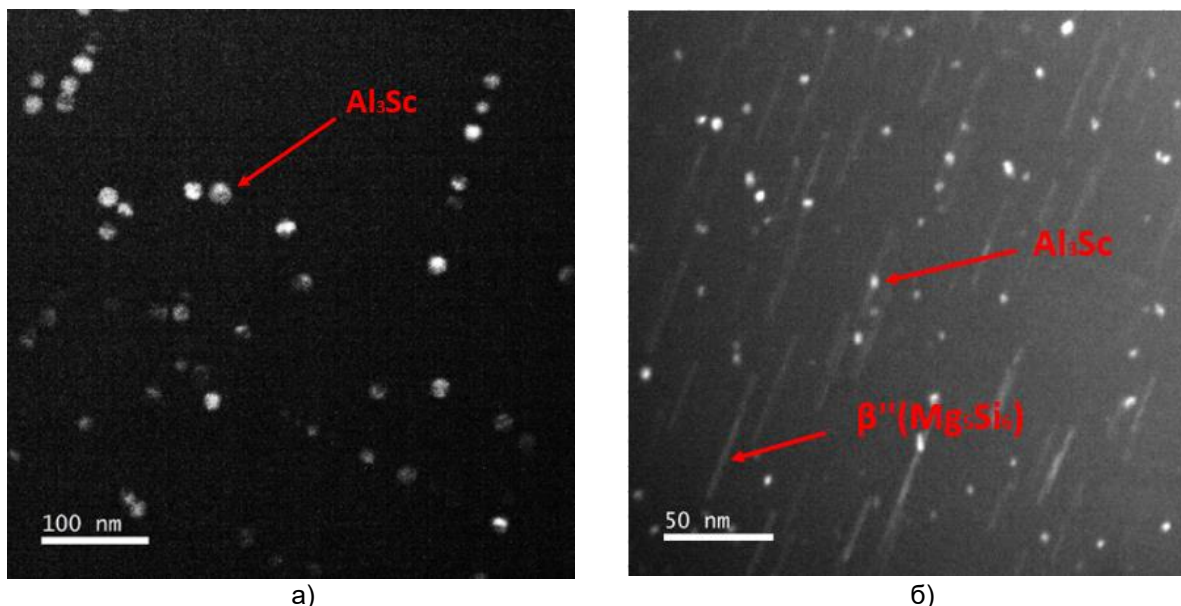


Рисунок 2 – Результаты трансмиссионной электронной микроскопии для сплава 0,3Mg1Si0,3Sc0,15Zr после ТО - а) 440 °С 8 ч; б) 440 °С 8 ч + 500 °С 0,5ч + 180 °С 5ч

После холодной и горячей прокатки был проведен отжиг при температуре 500 °С на протяжении 30 минут, который должен способствовать растворению Mg и Si, частично выделившегося в процессе ТМО. Как следует из графиков, происходит падение свойств, особенно отчетливо это видно на примере предела текучести, где падение происходит практически в 2 раза, что говорит о переходе элементов в твердый раствор. Термообработка при температуре 180 °С на протяжении 5 часов

(искусственное старение) проводится для выделения магния с кремнием для образования упрочняющих частиц  $\beta''(\text{Mg}_5\text{Si}_6)$  (рис.2). Сплав, дополнительно легированный скандием и цирконием, показывает более высокие значения временного сопротивления и предела текучести (относительно базового сплава), на 36 МПа и на 22 МПа, соответственно. Это может быть связано с образованием дополнительных упрочняющих частиц типа  $(\text{AlSi})_3\text{ScZr}$ . Так же нельзя исключать вероятность упрочнения переходными металлами косвенным образом, например, положительное влияние на кинетику образования  $\beta''(\text{Mg}_5\text{Si}_6)$ .

### Выводы

- 1) Установлено, что дополнительные добавки скандия и циркония способствуют увеличению механических свойств в сплавах серии Al-Mg-Si в процессе ТМО.
- 2) Искусственное старение позволяет значительно повысить прочностные свойства в сплавах серии Al-Mg-Si как с добавками Sc и Zr, так и без них.

**Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №21-19-00548.**

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. C. S. Tsao, C. Y. Chen, U. S. Jeng, and T. Y. Kuo, *Acta Mater.* 54, 4621 (2006)., V. L. Niranjani, K. C. Hari Kumar, and V. Subramanya Sarma, *Mater. Sci. Eng. A* 515, 169 (2009)., L. Lodgaard and N. Ryum, *Mater. Sci. Eng. A* 283, 144 (2000).
2. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов.* – МИСиС, 2005.
3. Meyruey, G., Massardier, V., Lefebvre, W., Perez, M. Over-ageing of an Al-Mg-Si alloy with silicon excess. *Materials Science and Engineering: A* 2018, 730, 92-105.
4. T. Dorin, M. Ramajayam, A. Vahid, T. Langan, *Aluminium scandium alloys, Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, Elsevier, 2018, pp. 439–494.
5. J. Røyset, N. Ryum, Scandium in aluminium alloys, *Int. Mater. Rev.* 50 (Feb. 2005) 19–44.
6. Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1996. No. 8. С. 25-30.
7. S. Babaniaris, M. Ramajayam, L. Jiang, T. Langan, T. Dorin Developing an optimized homogenization process for Sc and Zr containing Al-Mg-Si alloys C. Chesonis (Ed.), *Light Metals 2019*, Springer International Publishing (2019), pp. 1445-1453.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АТОМНОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НА  
МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА  
НА ОСНОВЕ Fe-Ni-Si-B**

**Корниенков Б.А., Ковалев А.И., Рашковский А.Ю., Филиппова В.П.**

*ГНЦ РФ «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии  
им. И.П. Бардина», Москва, Россия,  
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 2НСР, 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 2НСР 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 B 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>B, а после обработки она соответствует Fe<sub>1,8</sub>B. 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.

**Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, в рамках гранта РФФ № 21-79-10044**

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

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.

## СТРУКТУРА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Царенко Ю.В.<sup>1</sup>, Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Wang J.T.<sup>2</sup>, Liu Y.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>Нанкинский университет науки и технологии, г.Нанкин, КНР

\*E-mail: labpt@vitebsk.by

Формирование ультрамелкозернистой и нанокристаллической структур методами интенсивного пластического деформирования (ИПД) оказывает значительное, а иногда коренное влияние на деформационное поведение и механические свойства металлов и сплавов, что позволяет считать ИПД весьма перспективным методом управления структурой и свойствами. Наибольший интерес к наноструктурированным материалам обусловлен не только их уникальными физическими свойствами, но и весьма высокими механическими свойствами: прочностью, пластичностью, износостойкостью.

Основой способа получения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры материалов послужил метод интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением [1]. Однако данный метод не позволяет получать протяженные образцы с однородными физико-механическими свойствами. Поэтому нами выбран способ интенсивной пластической деформации, называемый «tube high-pressure shearing (t-HPS)», при котором процесс сдвига обусловлен трением между инструментом и образцом под высоким гидростатическим давлением, при этом плоскость сдвига параллельна радиусу конического образца во время процесса [2].

Нами разработано устройство (рисунок 1) для изготовления полых конических заготовок методом t-HPS с наложением ультразвука (патент BY № 24065, 2023 г.), которое содержит сопряженные по форме и выполненные с возможностью вращения друг относительно друга оправку и основание конической формы, снабженные верхней и нижней кольцевыми прокладками для предотвращения выдавливания заготовки, и расположенный соосно с ними гидропривод, соединенный с основанием [3].

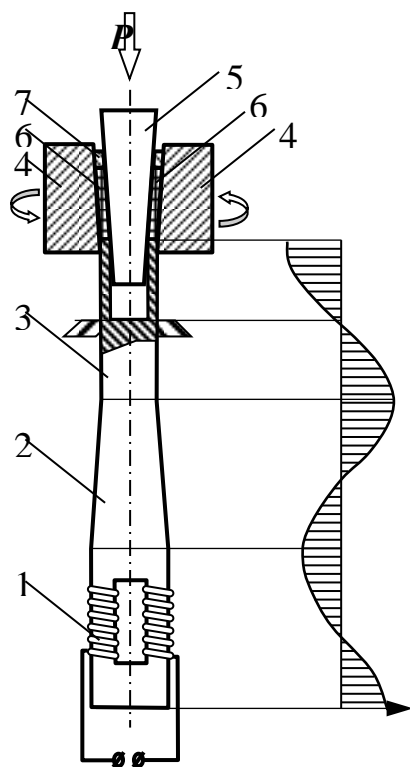


Рисунок 1 – Устройство для t-HPS обработки металлов с наложением ультразвука:  
1- ультразвуковой преобразователь,  
2- концентратор ультразвуковых колебаний, полый волновод 3 резонансной длины,  
4- вращающаяся оправка, 5 - основание,  
6 - заготовка, 7 - кольцевая прокладка



Ультразвуковая обработка образцов проводилась с амплитудой знакопеременных напряжений в образцах в интервале от 17,5 до 100 МПа при различных усилиях поджатия в пучности напряжений волновода [4].

Количественные параметры УМЗ структуры исследованных образцов были следующие. Средний размер зерна никеля составлял 200 нм (ПЭМ) и 215 нм (ТКД), а для меди 310 нм и 325 нм соответственно. Угол наклона вытянутых зерен и субзерен составлял от 20 до 30 град, что показывает типичную морфологию деформированных на сдвиг материалов с помощью интенсивной пластической деформации. Карта распределения границ зерен образцов наноникеля после УЗО с амплитудой 17,5 МПа показана на рисунке 2.

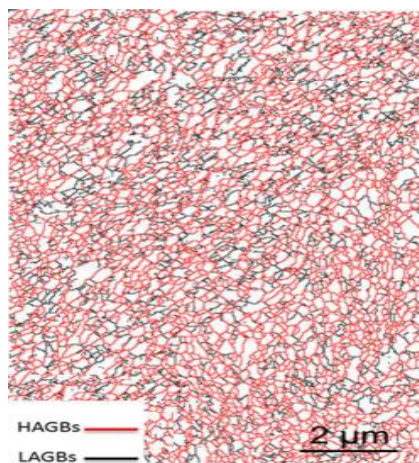


Рисунок 2 – Карта распределения границ зерен образцов наноникеля после УЗО 17,5 МПа

Из рисунка видно, высокоугловые границы (HAGBs) имеют угол разориентировки больший или равный  $15^\circ$ , а малоугловые границы (LAGBs) соответственно имеют угол от 2 до 15 градусов, при этом доля высокоугловых границ (HAGBs) в структуре наноникеля после УЗО достаточно велика.

Данные рентгеноструктурного анализа показывают, что ультразвук способствует снятию внутренних напряжений, уменьшению плотности дислокаций в никеле и меди, причем, чем больше амплитуда воздействия (в пределах исследованного интервала), тем больше этот эффект.

Таким образом, отличаясь по своей природе от термического воздействия, ультразвуковая обработка является дополнительным методом релаксации дефектной структуры ультрамелкозернистых материалов, применение которого предоставляет дополнительный инструмент в управлении их структурой и физико-механическими свойствами.

1. Valiev R. Z., Langdon T. G. Principles of Equal-Channel Angular Pressing as a Processing Tool for Grain Refinement // Progress in Materials Science, Vol. 51, No. 7, 2006, pp. 881-981.

2. Principles of severe plastic deformation using tube high-pressure shearing/Wang, J.T.; Li, Z.; Wang, J.; Langdon, T.G. // Scr. Mater. - 2012, Vol. 67. – pp. 810-813.

3. Ультразвуковая обработка нанометаллов, полученных деформационными методами /Ю. В. Царенко [и др.] /Актуальные проблемы прочности: мат. Межд. науч. конф., Витебск, 25–29 мая 2020 г. / под ред. В. В. Рубаника. – Молодечно, 2020. – С. 366–368.

4. Влияние ультразвуковой обработки на механические свойства металлов, подвергнутых интенсивной пластической деформации/Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Вонг Дж.Т., Ли Ю.В.// Доклады НАН Беларуси. 2022. Т. 66. № 3. - С. 356-364.

## **ТВЁРДЫЙ КЕАРМИЧЕСКИЙ МАГНИТНЫЙ МАТЕРИАЛ, СИНТЕЗИРОВАННЫЙ ИЗ РАСПЛАВА НА БОЛЬШОЙ СОЛНЕЧНОЙ ПЕЧИ**

**Шерматов Ж.З.<sup>1</sup>, Пайзуллаханов М.С.<sup>1</sup>, Арипова М.Х.<sup>2</sup>, Ражаматов О.Т.<sup>1</sup>,  
Живулько А.М.<sup>3</sup>, Янушкевич К.И.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт материаловедения Академии наук Республики Узбекистан, Ташкент,  
Узбекистан*

*e-mail: shermatov-82@bk.ru, fayz@bk.ru*

<sup>2</sup>*Ташкентский Химико-технологический институт, Узбекистан*

<sup>3</sup>*Научно-практический центр по материаловедению национальной академии наук  
Беларуси*

Свойства материалов сильно зависят от метода их синтеза и определяются взаимосвязью: «метод синтеза – морфология – свойства». Твердофазный синтез основан на нагреве вещества (или смеси компонентов) при температуре ниже точки плавления ( $0,5 - 0,7$  от  $T_{пл}$ ). Химические реакции при этом обуславливаются процессами диффузии ( $10^6 - 10^{12}$  см<sup>2</sup>/с) атомов одного из компонентов (или атомов обоих компонентов) через слой твердых продуктов реакции. Невысокие скорости твердофазных реакций обуславливают большую длительность процесса синтеза, в результате чего продукт реакции не является однородным.

В последнее время интенсивно развивается область материаловедения, касающаяся закалки из расплава с целью получения материалов с благоприятным сочетанием различных свойств. Расплавы – это состояние вещества при температурах выше температуры плавления. Расплавы состоят из кластеров с упорядоченным расположением атомов, близких к их расположению в кристалле, и разупорядоченной межкластерной зоны. Зернистая структура, унаследованная жидкостью от твердого материала, может быть передана, почти без изменений, новому образцу твердого материала, который получают в результате последующей кристаллизации. Но если, например, жидкость с унаследованной структурой перегревается до перехода в состояние бесструктурной простой жидкости, она, очевидно, потеряет все сохраняемые структурные особенности. Другие воздействия могут изменять структуру в жидком состоянии. Например, ультразвуковая обработка и даже обычное перемешивание может измельчить зерно жидкости, а переменное магнитное поле помогает “раскачать” границы зерен и облегчить течение по ним и др.

В этом аспекте одним из основных технологических факторов, определяющих качество расплава, являются скорости нагрева вещества до температуры плавления и выше, а также скорости охлаждения расплава. Использование солнечных технологий позволяет в сотни раз увеличить скорость нагрева и получить высокой химической чистоты структуру из кластеров определенного состава, применяя методы быстрой и сверхбыстрой закалки.

Перспективы развития энергетики и повышения эффективности материаловедения связаны с расширением использования возобновляемых источников энергии, в частности энергии Солнца. В настоящее время во всем мире уделяется особое внимание проблемам получения материалов с высокими механическими и диэлектрическими свойствами методом направленной кристаллизации расплава, полученного с использованием гелиоустановок. В области создания материалов на базе солнечных технологий отмечено, что таковые, в отличие от традиционных источников энергии, позволяют в сотни раз повысить скорость нагрева, получать и фиксировать расплавы с определенным составом кластерного строения и, тем самым, получать материалы с заданными механическими и диэлектрическими свойствами на основе пироксеновых структур  $\text{CaMgSi}_2\text{O}_6$ .

Анализ показал, что закаленные в воде плавленные материалы были бесструктурными – аморфными (рис. 1). В то же время на рентгенограмме медленно охлажденного материала наблюдается слабовыраженная дифракционная картина от смеси аморфной фазы и кристаллических фаз моноклинного диопсида

$\text{CaMgSi}_2\text{O}_6$  (3,35, 2,99, 2,89, 2,53 Å) и  $\text{CaMgFeO}_3$  ( $d = 4,44, 3,23, 2,99, 2,55$  Å) авгита, с преобладанием последних (рис. 2). При этом дифракционные отражения сдвинуты в сторону больших углов рассеяния, что свидетельствует о наличии напряжений и деформации решетки на границах зерен.

Дифференциально-термический анализ проведен в температурном интервале 20 – 1000 °С, как на порошках стекла (размер частиц 40 – 80 мкм), так и на осколках гранул (размером около 2 – 3 мм) (рис. 3). Вес исследуемых образцов был постоянным.

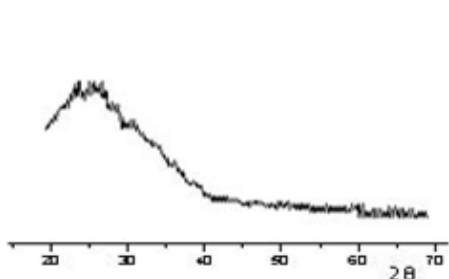


Рисунок 1 – Рентгенограмма расплава, закаленного в воде

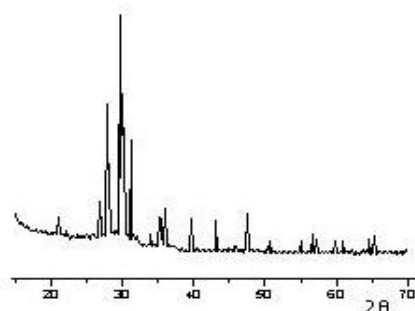


Рисунок 2 – Рентгенограмма расплава, охлажденного со скоростью 100 град/с

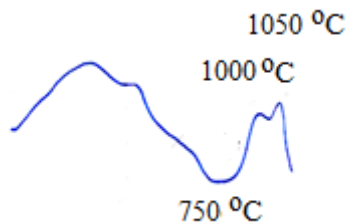


Рисунок 3 – Кривые ДТА расплава, закаленного в воде (осколки)

Из рис. 3 видно, что кривая ДТА осколков обнаруживала один эндотермический (750 °С) и два экзотермических пика (1000 и 1050 °С). Такая картина свидетельствует о том, что процесс кристаллизации протекает в двух стадиях: в интервале 750 – 1000 °С образуется жесткий кристаллический каркас; в интервале 1000 – 1100 °С формируется основная кристаллическая фаза в виде диопсид-геденбергита.

В случае порошкообразных образцов кривая ДТА была подобна для гранул. Однако эндотермический пик сместился на 20 °С в сторону низких температур, что свидетельствует о наличии незначительной поверхностной кристаллизации пироксена.

При этом можно отметить наличие зародышей кристаллизации пироксена (белого цвета), а также наличие черных включений рудных минералов. Такие включения могли быть фазами ( $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{FeO}$ ) магнетита.

Анализ микроструктуры по электронно-микроскопическим снимкам (рис. 4) показал, в основном шагреневую поверхность, их гомогенность увеличивалась с увеличением плотности потока.

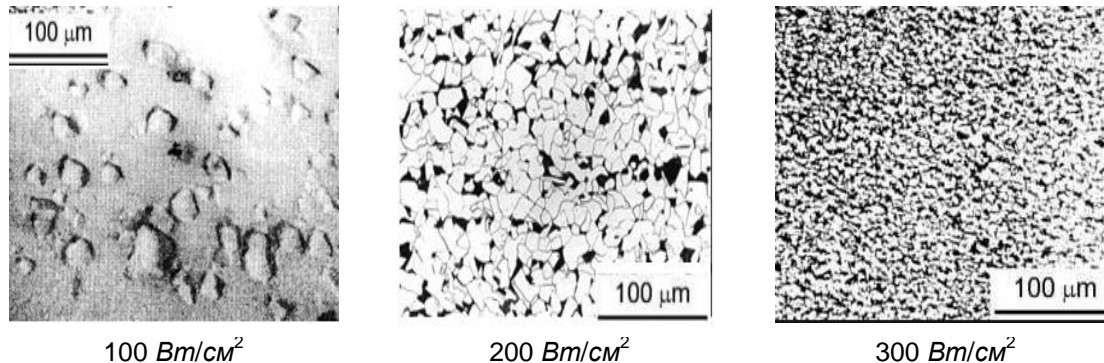


Рисунок 4 – Электронно-микроскопические снимки пироксеновых масс, полученных при различных плотностях концентрированного солнечного излучения

С ростом плотности потока наблюдается улучшение степени однофазности материала – примесные фазы исчезают по ходу роста плотности потока при плавлении. Свойства материалов спеченных пироксеновых материалов на базе расплавов, полученных при различных плотностях потока, отличались существенно. А именно, с ростом плотности потока и времени выдержки расплава кажущаяся плотность материала возрастала (рис. 5, 6).

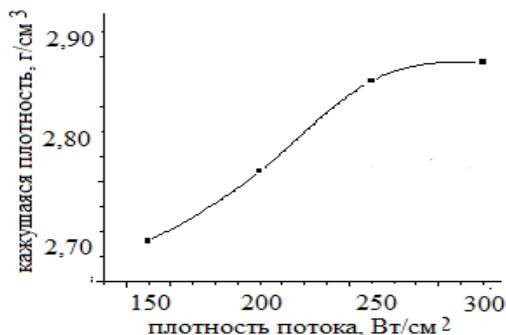


Рисунок 5 – Зависимость кажущейся плотности образцов пироксенового материала от плотности потока (скорость охлаждения  $\sim 10^3$  град/с)

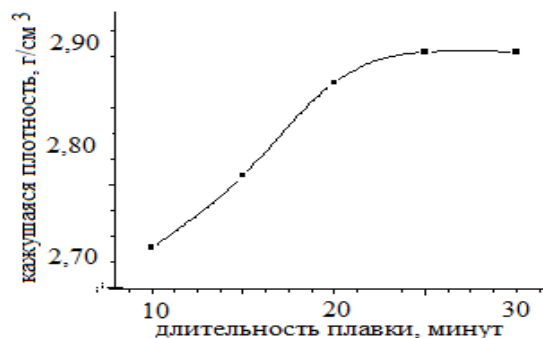


Рисунок 6 – Зависимость кажущейся плотности образцов пироксенового материала от времени выдержки расплава при  $300 \text{ Вт/см}^2$  (скорость охлаждения  $\sim 10^3$  град/с)

Такие зависимости имели характер насыщения при плотности потока  $250 - 300 \text{ Вт/см}^2$  и времени выдержки в интервале  $25 - 30$  минут. Для расплавов пироксенового состава, благодаря большей их вязкости, степень осветления меньше зависела от длительности выдержки, чем от плотности потока. Однако увеличение времени выдержки расплава приводило к улучшению степени гомогенности и лучшей кристаллизации. Оптимальным временем плавления следует считать  $30 \text{ мин}$ .

Для получения гомогенного стекла синтез необходимо проводить при плотностях лучистого потока, обеспечивающих значительный перегрев расплава –  $300 - 350 \text{ Вт/см}^2$ . При низких плотностях лучистого потока необходимо контролировать скорость ввода потока (нагрев), поскольку ее уменьшение приводит к замедлению фазовых превращений в силикатной системе и к увеличению температуры и времени завершающей стадии термообработки. Сравнительный анализ эффекта воздействия различного вида излучения на процесс плавки показал, что степень аморфности плавленного материала зависит также от вида воздействия. Например, при получении магнитного керамического материала в солнечной печи степень аморфности несколько выше, чем в случае электрического нагрева и достигает  $22 \%$ .

**Авторы выражают благодарность Министерству инновационного развития Республики Узбекистан за финансовую поддержку исследований в рамках грантов AL-4821023123-son, IL-4821091562-son и ФФИ Республики Беларусь проект T22УЗБ-045.**

**ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ МЕСТНЫХ СЫРЬЕВЫХ МАТЕРИАЛОВ УЗБЕКИСТАНА**

**Шерматов Ж.З.<sup>1</sup>, Пайзуллаханов М.С.<sup>1</sup>, Арипова М.Х.<sup>2</sup>, Ражаматов О.Т.<sup>1</sup>,  
Живулько А.М.<sup>3</sup>, Янушкевич К.И.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Институт материаловедения Академии наук Республики Узбекистан,  
Ташкент, Узбекистан

\*e-mail: shermatov-82@bk.ru, fayz@bk.ru

<sup>2</sup>Ташкентский Химико-технологический институт, Узбекистан

<sup>3</sup>Научно-практический центр по материаловедению национальной академии наук  
Беларуси

В конце 80-х годов прошлого столетия в Италии вышел новый строительный материал «керамогранит» или искусственный гранит. И за короткое время быстрыми темпами идёт наращивание производства нового поколения плиток- керамогранита.

Проведенные в Ташкенте Международные Выставки “Uzbuild” и “World Build” показали, что в настоящее время уже половина производимых в мире керамических плиток изготавливаются из керамогранита.

Проводились экспериментальные работы по получению материала-керамогранита на основе местного сырья. Полученные образцы керамогранита в виде половых плиток отвечают и даже некоторые технические параметры превышают заложенных в ГОСТах 6887-90 и 13996-93.

В связи с этим, разработка собственного производства керамогранита на основе местного сырья актуальна для Республики и имеет большое значение с точки зрения локализации и импортзамещения, а также полностью отвечает приоритетным направлениям научно-технического развития страны.

Нами в течение последних лет проводились экспериментальные работы по получению материала - керамогранита на основе местного сырья. В таблице 1 приведён химико-минералогический состав использованных нами сырьевых материалов [1].

Таблица 1 – Химический состав использованных материалов

Материал	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	TiO <sub>2</sub>	SO <sub>3</sub>	п.п.п.
Каолин вторичный СП «Каолин»	61,77	24,94	0,36	0,1	2,05	0,3	0,9	0,35	0,38	8,85
Каолин пестроцвет «чёрный» СП «Каолин»	56,80	25,12	1,4	0,30	4,79	0,31	1,50	0,05	0,1	9,63
Каолин АКС-30 СП «Каолин»	56,5	30,1	0,1	0,1	0,95	0,1	0,95	0,45	-	10,75
Глина Ангренская	60,88	25,41	0,70	0,11	2,60	0,1	0,70	0,48	-	9,02
Кварцевый песок Майский	83,68	6,01	3,79	0,73	1,09	0,4	1,50	0,73	-	2,34
Фарфоровый камень кварц- серицитовый	75,2	19,10	0,3	0,1	0,15	0,04	0,2	3,5	-	1,41
Фарфоровый камень кварц- каолинитпиро- филитовый	68,9	21,8	0,04	0,4	0,4	0,3	7,3	0,6	-	0,26
Доломит «Дехканабадский»	-	0,33	30,59	20,98	0,35	0,15	0,12	2,18	-	45,3

Исходным сырьём для производства керамического гранита служит каолиновая глина, а специальные минеральные добавки окрашивают керамический гранит в любой цвет и оттенок. Особенности исходного материала обуславливают при производстве

керамического гранита его высокие потребительские свойства. За счёт мощного прессования исходной массы, состоящей из мелких частиц, достигается высокая плотность керамического гранита. Чем мельче частицы исходного вещества, тем плотнее будет изготавливаемый материал, что в конечном счёте будет определять твёрдость, низкое водопоглощение и морозоустойчивость изделия [2].

Приготовление сырьевых смесей, используемых в технологии изготовления керамического гранита и готовых продуктов связано с получением порошкообразных материалов - продуктов измельчения исходного сырья. Исходные сырьевые компоненты размалывали в шаровой мельнице, обезвоживали в агломератах до влажности 6-8%. Дисперсность этих материалов оказывает большое, а иногда и решающее влияние на процесс синтеза и конечные свойства готовой продукции [3].

Таблица 2 – Физико-химические свойства опытных образцов

Физико-химические свойства	Показатели образцов			
	1	2	3	По ГОСТ 6787-2001
Усадка, %	10,7	10,2	11,01	-
Водопоглощение, %	0,06	0,00	0,01	Не более 3,5
Предел прочности при изгибе, МПа	82,65	88,01	77,56	Не менее 29
Износостойкость, г/см <sup>3</sup>	0,08	0,08	0,08	Не более 0,18
Кислотостойкость, %	устойчивая	устойчивая	устойчивая	-
Щелочестойкость, %	устойчивая	устойчивая	устойчивая	-
Морозостойкость, (Цикл)	80	80	80	Не менее 25
Термостойкость, °С	300	300	300	-
Температура обжига, °С	1220	1220	1250	-

От скорости дисперсности зависят скорость и полнота протекания твердофазовых реакций между компонентами сырьевых смесей в процессе обжига различных силикатных материалов: степень дисперсности оказывает влияние на скорость образования и количество жидкой фазы в процессе спекания.

Таким образом, контроль дисперсности порошкообразных материалов является одной из важнейших операций в технологии изготовления керамогранита.

Затем полученный пресс-порошок прессовали на гидравлических прессах под давлением 500-720 кгс/см<sup>2</sup>. Обжиг образцов производился при температуре 1200-1250 °С, с выдержкой 30-60 мин. При такой температуре происходит спекание материала и получается твёрдый, плотный материал с очень низким водопоглощением [4]. Благодаря этой технологии керамогранит намного превосходит по свойствам обычные керамические плитки. Здесь надо учитывать точность соблюдения пропорций и подбора сырьевых материалов и температурного режима обжига.



Рисунок 1 – Изделия из керамогранита.

Области применения разработанных керамогранитных материалов чрезвычайно разнообразны; в самом общем виде их можно разделить на бытовую, промышленную и архитектурную группы (рис. 1). К бытовой группе относятся такие предметы, как кухонные плиты, ванны, кухонные раковины, стиральные тазы, а также великое множество других предметов, среди которых – камины, мусоросжигатели и т.д.; промышленная группа включает дорожные плитки, резервуары и хранилища, оборудование парикмахерских, больниц, магазинов и многие другие предметы; архитектурная группа включает бензоколонки, сборные дома, фасады магазинов, кровельные материалы и декоративные знаки.

**Авторы выражают благодарность Министерству инновационного развития Республики Узбекистан за финансовую поддержку исследований в рамках грантов AL-4821023123-son, IL-4821091562-son и ФФИ Республики Беларусь проект T22Y3B-045.**

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Красько Ю.И. «Отчет о результатах поисковых и поисково-разведочных работ на фарфоровые камни на участках Тереклисай, Чорты Байнаксай Яккабагской перспективной площади за 1992-1996 гг.» Кашкадаринская ГРЭ Мингеологии УзР.- Ташкент.- 1996. - №31203.
2. Алимжанова Д.И., Исматов А.А., Ганиева М.М. Байнаксайский фарфоровый камень- новый вид тонкокерамического сырья Узбекистане // Труды международной научно-практической конф. -Москва. 2003. - С.111-119.
3. Шерматов Ж.З., Исматов А.А., Шарипов Д. Керамогранитные плитки на основе каолинов и фарфоровых камней // Труды магистрантов научно – технической конференции «Умидли кимёгарлар-2008».1-том.- Ташкент: ТашХТИ, 2008.- С.349 - 351.
4. Адылов Г.Т., Файзиев Ш.А. и др. Керамогранит – элитный строительный материал. //Архитектура, строительство и дизайн, 2007, №1.

**ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА TiNi  
С БИОИНЕРТНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ, ПОЛУЧЕННЫМИ МЕТОДАМИ PVD**

**Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Багрец Д.А.<sup>1</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1</sup>, Урбан В.И.<sup>1</sup>, Дородейко В.Г.<sup>2</sup>,  
Андреев В.А.<sup>3</sup>, Чекан Н.М.<sup>4</sup>, Акула И.П.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь,  
*ita@vitebsk.by*

<sup>2</sup>ЗАО «Медицинское предприятие «Симург», г. Витебск, Беларусь

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

<sup>4</sup>ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь

Эффективным технологическим приемом улучшения эксплуатационных характеристик медицинских изделий и устройств из сплавов TiNi является создание барьерных слоев и модификация поверхности с использованием методов физического осаждения покрытий в вакууме (PVD). Среди них наиболее востребованными являются методы магнетронного распыления и вакуумно-дугового осаждения. Процессы PVD могут сопровождаться значительным температурным воздействием на материал основы, что легло в основу способа и технологии задания формы изделиям из TiNi и требуемых термомеханических характеристик в процессе осаждения биоинертного покрытия [1, 2].

В работе исследовались проволоочные образцы медицинского сплава Ti-50,8ат.%Ni (изготовитель – ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ») в состоянии поставки и с биоинертными покрытиями: Ta, ZrN и алмазоподобным (DLC). Та-покрытие было получено магнетронным распылением, ZrN и DLC – вакуумно-дуговым осаждением. При этом, температура основы в процессе нанесения покрытия варьировалась от комнатной (TiNi / Ta) до ~ 450 °С (TiNi / ZrN).

Для моделирования деформационного поведения использовали схему трехточечного изгиба. Деформирование образцов осуществляли в режиме циклирования до 6 % со скоростью 1 мм/мин. Испытания проводили при температурах 5 °С, 19 °С, 37 °С и 60 °С, моделируя тем самым температуру эксплуатации TiNi изделия (например, ортодонтической дуги).

Показано, что процесс нанесения покрытия методом магнетронного распыления вследствие отсутствия температурного воздействия не оказывает существенного влияния на упруго-силовые характеристики TiNi, что позволяет использовать данный метод для нанесения биоинертных покрытий на готовые изделия (ортодонтические дуги) с сохранением предварительно заданных функциональных свойств. И наоборот, процесс вакуумно-дугового осаждения, характеризующийся высокоэнергетическим воздействием на материал основы, приводит к значительным изменениям функциональных свойств TiNi сплава, управление которыми за счет варьирования температурного режима процесса осаждения позволяет использовать его для совмещения операций задания формы и нанесения биоинертного покрытия.

**ЛИТЕРАТУРА**

1. Способ изготовления биоинертного изделия из материала с эффектом памяти формы на основе никелида титана: пат. 19507 Республика Беларусь: МПК А 61F 2/86, А 61F 2/94 / Д.А. Багрец, В.В. Рубаник, В.Г. Дородейко, В.В. Рубаник мл.; дата публ.: 30.10.2015.

2. Задание функциональных свойств TiNi сплавам в процессе ионно-плазменного осаждения покрытий / Д.А. Багрец, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., В.И. Урбан, А.Н. Ужекина, В.Г. Дородейко // Доклады НАН Беларуси. – 2021. – Т.65, №1. – С.119-128.



## МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПЕРВИЧНЫХ ФАЗ БИНАРНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ

Марукович Е.И.<sup>1</sup>, Стеценко В.Ю.<sup>1</sup>, Стеценко А.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь,  
г. Минск, Республика Беларусь, stetsenko.52@bk.ru

<sup>2</sup>Белорусско-Российский университет, г. Могилев, Республика Беларусь

Основами бинарных литейных сплавов являются железо, медь, алюминий, магний, никель. Их расплавы хорошо растворяют водород [1, 2]. Он образуется при взаимодействии жидких литейных сплавов с парами (молекулами) атмосферного воздуха. Кислород воздушной атмосферы хорошо растворяется в железе, меди и никеле [1, 2]. Но жидкие сплавы на их основе раскисляют, за исключением алюминиевой бронзы. В ней содержится достаточное количество раскисляющего алюминия, чтобы поддерживать концентрацию растворенного кислорода на низком уровне. Азот атмосферного воздуха атомарно не растворяется в основных бинарных литейных сплавах, поскольку молекулярный азот имеет высокую стандартную теплоту диссоциации, равную 947 кДж/моль [3]. Поэтому основным газом, растворенным в расплавах в достаточных количествах, чтобы влиять на процесс кристаллизации первичных фаз бинарных литейных сплавов, является водород. Первичными фазами (ПФ) в структурах отливок бинарных литейных сплавов, при их затвердевании, являются твердые растворы компонента  $B$  в основе – компоненте  $A$ .

Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, при плавлении бинарных литейных сплавов ПФ распадаются на элементарные нанокристаллы компонента  $A$  ( $A_{эН}$ ), его свободные атомы ( $A_a$ ), элементарные нанокристаллы компонента  $B$  ( $B_{эН}$ ) и его свободные атомы ( $B_a$ ) [4].

Водород в жидких железе, меди, алюминии, магнии и никеле не образует гидридов [5]. Но атомы водорода хорошо адсорбируются этими металлами [6]. Поэтому атомарный водород будет адсорбироваться элементарными нанокристаллами основ бинарных литейных сплавов и влиять на их кристаллизацию.

Поскольку в расплавах бинарных литейных сплавов концентрация растворенного водорода мала, то справедливо уравнение, согласно закону Генри [7]:

$$\{H\}A_{эН} = k_r[H], \quad (1)$$

где  $\{H\}A_{эН}$  – концентрация водорода, адсорбированного  $A_{эН}$ ;  $[H]$  – концентрация растворенного водорода;  $k_r$  - константа Генри.

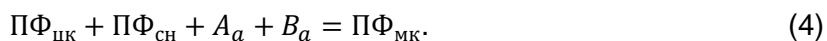
Из уравнения (1) следует, что в жидких бинарных литейных сплавах концентрация адсорбированного водорода пропорциональна концентрации растворенного водорода. Процесс кристаллизации бинарных литейных сплавов является наноструктурным и происходит следующим образом [8]. Сначала образуются структурообразующие нанокристаллы ПФ ( $ПФ_{сН}$ ) по следующей реакции:



Затем формируются центры кристаллизации микрокристаллов ПФ ( $ПФ_{цк}$ ) по следующей реакции:



Заканчивается процесс кристаллизации образованием микрокристаллов ПФ ( $ПФ_{мк}$ ) по следующей реакции:



Из реакций (2) – (4) следует, что первичная структура отливок бинарных литейных сплавов зависит от центров кристаллизации микрокристаллов первичных фаз. Чем выше концентрация ПФ<sub>цк</sub>, тем более дисперсной становится первичная структура отливок.

Водород, адсорбируясь на элементарных нанокристаллах в расплавах бинарных литейных сплавов, препятствует объединению нанокристаллов в центры кристаллизации микрокристаллов ПФ. В результате концентрация ПФ<sub>цк</sub> уменьшается, что приводит к получению отливок с немодифицированной первичной структурой. Поэтому адсорбированный водород является демодифицирующим элементом при кристаллизации бинарных литейных сплавов.

Для модифицирования первичных фаз бинарных литейных сплавов необходимо существенно снизить в их расплавах концентрацию адсорбированного водорода. Для этого, согласно уравнению (1), нужно значительно уменьшить в жидких бинарных литейных сплавах концентрацию растворенного водорода. На практике это достигается применением модификаторов. Они содержат гидридообразующие элементы, соединения которые отлично адсорбируют и растворяют растворенный водород, снижая его концентрацию в расплавах. Гидриды циркония и кальция устойчивы в жидких магниевых-цинковых сплавах [2]. Поэтому в их расплавах эти модифицирующие элементы существенно снижают концентрацию растворенного водорода. Модификаторы, которые имеют низкие температуры кипения или образуют газообразные продукты при взаимодействии с жидкими бинарными литейными сплавами, также значительно снижают концентрацию растворенного водорода. Все это уменьшает в расплавах бинарных литейных сплавов концентрацию адсорбированного водорода. В результате повышается концентрация центров кристаллизации микрокристаллов ПФ, что приводит к модифицированию первичных фаз литейных сплавов при их кристаллизации.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Литейное производство. Учебник / В.Д. Белов [и др.]. – М.: Издательский дом МИСиС, 2015. – 487 с.
2. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник / А.В. Курдюмов [и др.]. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2011. – 615 с.
3. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1976. – 660 с.
4. Марукович, Е.И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
5. Антонова, М.М. Свойства гидридов металлов: справочник / М.М. Антонова. – Киев: Наукова думка, 1975. – 128 с.
6. Константы взаимодействия металлов с газами: справочник / Под ред. Б.А. Колачева и Ю.В. Левинского. – М.: Металлургия, 1987. – 368 с.
7. Жуховицкий, А.А. Физическая химия / А.А. Жуховицкий, Л.А. Шварцман. – М.: Металлургия, 2001. – 688 с.
8. Марукович, Е.И. Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 13–19.

## ВЛИЯНИЕ ЗВУКА НА УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Марукович Е.И., Стеценко В.Ю.

Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь,  
г. Минск, Республика Беларусь, stetsenko.52@bk.ru

Разработчики метода «аэродинамического звукового упрочнения» (АДУ) считают, что звук со средней частотой 160 Гц и средней интенсивностью 0,3 Вт/м<sup>2</sup> оказывает динамическое воздействие на твердые сплавы, повышая их прочностные свойства [1, 2]. Если звук в методе АДУ упрочняет твердые сплавы, то звук должен упрочнять любые металлы и сплавы.

Чтобы определить влияние звука на упрочнение металлов и сплавов, необходимо определить величину звукового давления. Рассчитаем среднее звуковое давление, которое метод АДУ оказывает на твердые сплавы. Громкость звука ( $L$ ) интенсивностью  $I$ , выраженная в децибелах, определяется следующим уравнением [3]:

$$L = 10 \lg \frac{I}{I_0}, \quad (1)$$

где  $I_0$  – интенсивность звука у порога слышимости (порог слышимости).

Порог слышимости зависит от частоты звука. При частоте звука 1000 Гц порог слышимости равен  $1 \cdot 10^{-12}$  Вт/м<sup>2</sup>, а при частоте звука 100 Гц –  $1 \cdot 10^{-8}$  Вт/м<sup>2</sup> [3]. Можно считать, что при частоте звука 160 Гц  $I_0 = 0,3 \cdot 10^{-8}$  Вт/м<sup>2</sup>. Тогда, в соответствии с формулой (1), средняя громкость звука в методе АДУ составляет 80 дБ.

Уровень звукового давления равен громкости звука и определяется следующим уравнением [3]:

$$L = 20 \lg \frac{P}{P_0}, \quad (2)$$

где  $P$  – величина звукового давления;  $P_0$  – условный порог звукового давления (стандартный порог слышимости).

Стандартный порог слышимости также зависит от частоты звука. При частоте звука 1000 Гц стандартный порог слышимости составляет  $2 \cdot 10^{-5}$  Па, а при частоте звука 160 Гц –  $2 \cdot 10^{-4}$  Па [3]. Тогда, учитывая, что  $L = 80$  дБ, в соответствии с формулой (2), получим следующее расчетное уравнение для метода АДУ:

$$80 = 20 \lg \frac{P_{cp}}{2 \cdot 10^{-4}}, \quad (3)$$

где  $P_{cp}$  – среднее звуковое давление в методе АДУ. Решая уравнение (3) относительно  $P_{cp}$ , получаем  $P_{cp} = 2$  Па. Это очень малая величина, поэтому звук в методе АДУ не может оказывать динамическое воздействие на заготовки твердых сплавов с целью повышения их прочностных свойств. Основная причина – недостаточная громкость звука (уровень звукового давления) в методе АДУ, которая в среднем составляет 80 дБ.

Чтобы звук мог упрочнять металлы и сплавы, звуковое давление должно быть выше их пределов текучести при сжатии ( $\sigma_T^c$ ) воздушной волной. Известно, что  $\sigma_T^c$  в среднем в 2,5 раза больше предела текучести при растяжении ( $\sigma_{0,2}$ ) металлов и сплавов [4]. Тогда по известным величинам  $\sigma_{0,2}$  можно определять средние значения  $\sigma_T^c$ , умножив  $\sigma_{0,2}$  на коэффициент 2,5. Исходя из этого, технически чистые металлы имеют следующие средние значения  $\sigma_T^c$ : алюминий – 75 МПа; медь – 240 МПа; железо – 300 МПа [5]. Сплавы имеют следующие средние значения  $\sigma_T^c$ : дюралюминий Д16 – 1000 МПа; высокопрочный алюминиевый сплав В96 – 1625 МПа; чугун ВЧ100 – 1750 МПа; титановый сплав ВТ8 – 2510 МПа; пружинная сталь 85 – 2750 МПа; хромистая

нержавеющая сталь 30X13 – 3250 МПа; высокопрочная сталь 30X5МСФА – 4000 МПа; высокопрочная сталь Н18К9М5Т – 4750 МПа [5, 6].

При взрыве тринитротолуола максимальная громкость звука (уровень звукового давления) составляет 250 дБ, что создает максимальное звуковое давление воздушной волны 60 МПа [7]. При ядерном взрыве максимальная громкость звука (уровень звукового давления) равна 282 дБ, что создает максимальное звуковое давление воздушной волны 2500 МПа [8].

Таким образом, металлы и сплавы, имеющие предел текучести при сжатии менее 2500 МПа, могут упрочняться звуком только при ядерном взрыве. Звук не может упрочнять сплавы, имеющие предел текучести при сжатии более 2500 МПа.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жигалов, А.Н. Теоретические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: монография / А.Н. Жигалов, В.К. Шелег. – Могилев: МГУП, 2019. – 213 с.

2. Жигалов, А.Н. Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: автореф. дис. д-ра техн. наук: 05.02.07 / А.Н. Жигалов. – Минск: БНТУ, 2021. – 44 с.

3. Аксенович, Л.А. Физика в средней школе / Л.А. Аксенович, В.И. Зенькович, К.С. Фарино. – Минск: Аверсэв, 2010. – 1102 с.

4. Золоторевский, В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов / В.С. Золоторевский. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.

5. Лахтин, Ю.М. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.

6. Гуляев, А.П. Материаловедение: Учебник для вузов / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

7. Яковлев, Ю.С. Гидродинамика взрыва / Ю.С. Яковлев. – Л.: Судпромгиз, 1961. – 313 с.

8. Физика ядерного взрыва. Т. 2. М.: Министерство обороны РФ, ЦФТИ. 1997. – С. 33.

ОСОБЕННОСТИ ДЕЛОКАЛИЗАЦИИ ЗАРЯДА МОНОКРИСТАЛЛА  $TiGaSe_2$  В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУРЫ 220 – 260 К

Одринский А.П.

ГНУ «Институт технической акустики» НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь,  
e-mail: a.odrinsky@gmail.com

Способность дефектов кристаллической структуры, включая атомы вводимых примесей, к локализации и делокализации свободных носителей заряда, т.е. выступать в роли центров локализации заряда (ЦЛЗ), приобретает особую важность в сегнетоэлектриках-полупроводниках, склонных к неоднородности электрических характеристик, изменению потенциального рельефа кристалла под влиянием внешних воздействий. Мы использовали фотоэлектрическую релаксационную спектроскопию (PICTS) для исследования процессов делокализации заряда в 2D-структурированном монокристалле сегнетоэлектрика-полупроводника  $TiGaSe_2$ .

PICTS - исследования легированных монокристаллов  $TiGaSe_2:X$  (где X – примесь Er, Tb, Nd) в режиме, провоцирующем возникновение аномалий реакции на свет (возбуждение с  $h\nu \geq 1.8$  eV) обнаружили существенное ослабление фотогальванических явлений в этих кристаллах. Исследование в изотермическом режиме эволюции реакции на фотовозбуждение с  $h\nu \geq E_g$  подтвердили существенное ослабление эффектов, связанных с действием фотогальванической эдс в данных образцах. При сложной структуре кристаллической решетки  $TiGaSe_2$  (элементарная ячейка включает 64 атома), введение относительно небольших концентраций примеси (~ 0.1 at %) существенно нарушает дальний порядок в кристалле и ведет к подавлению фотогальванических явлений.

С другой стороны ослабление фотогальванической эдс дает уникальную возможность детального изучения развития с температурой процесса делокализации в области температуры  $T \sim 220-280$  К, где наблюдались аномалии фотоотклика нелегированного  $TiGaSe_2$  [1]. На рис. 1 в примерах наборов спектров  $TiGaSe_2:Nd$  этот процесс обозначен как N6.

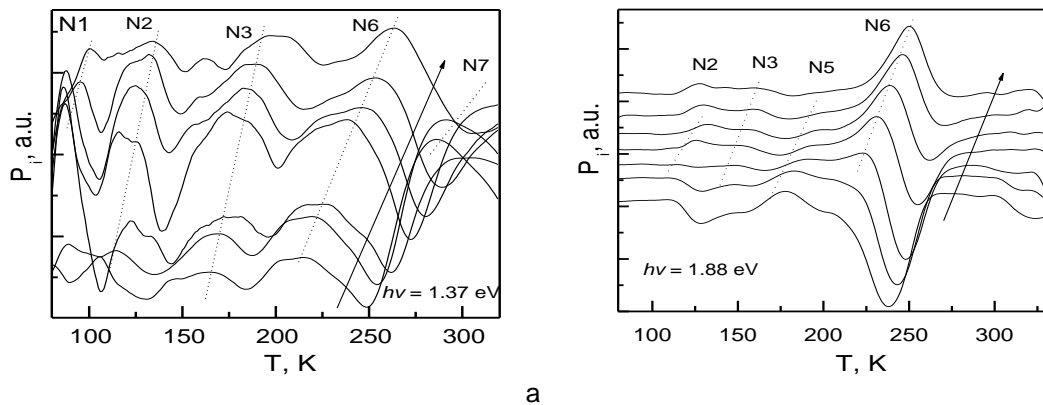


Рисунок 1 – Наборы PICTS-спектров полученных на кристалле  $TiGaSe_2:Nd$  при возбуждении с а)  $h\nu = 1.37$  eV; б)  $h\nu = 1.88$  eV. Стрелкой указана последовательность характеристического времени релаксации спектра: а) 33.9 ms, 20.1 ms, 9.88 ms, 3.23 ms, 1.59 ms, 0.82 ms, 0.35 ms; б) 31.4 ms, 18.1 ms, 9.88 ms, 4.76 ms, 2.46 ms, 1.18 ms, 0.61 ms. Спектры нормированы по высоте доминирующего максимума и смещены по оси ординат.

На  $TiGaSe_2:Nd$  процесс устойчиво регистрируется при варьировании энергии квантов возбуждающего излучения (см. рис. 2). Однако, график Аррениуса для N6 существенно сдвинут относительно данных нелегированного кристалла (см. рис. 3). На легированных редкоземельными элементами образцах возбуждение с  $h\nu \geq 1.8$  eV приводит к типичному виду спектров (см. рис. 1б). Из анализа вариации высоты пика в наборе спектров следует, что такой вид спектров обусловлен модификацией вкладов в релаксацию фотоотклика кристалла всех процессов делокализации, за исключением N6. Это заставляет интерпретировать данный процесс как обусловленный характерным для  $TiGaSe_2$  ЦЛЗ, а также предполагать его связь с обнаруженным ранее

изменением механизма формирования аномалий фотоотклика  $\text{TlGaSe}_2$  [1]. В пользу этого свидетельствуют и аналогичный вид спектров полученных с  $h\nu \geq 1.8 \text{ eV}$  на отдельных образцах нелегированного  $\text{TlGaSe}_2$  в режиме инжекции с контактов совместно с хорошей сопоставимостью графика Аррениуса по этим данным. Можно заключить, что регистрируемый в области температуры  $T \sim 220\text{-}260 \text{ K}$  процесс делокализации заряда обусловлен ЦЛЗ, характерным для  $\text{TlGaSe}_2$ , который на нелегированном кристалле протекает в условиях усиления термоэмиссии с ЦЛЗ.

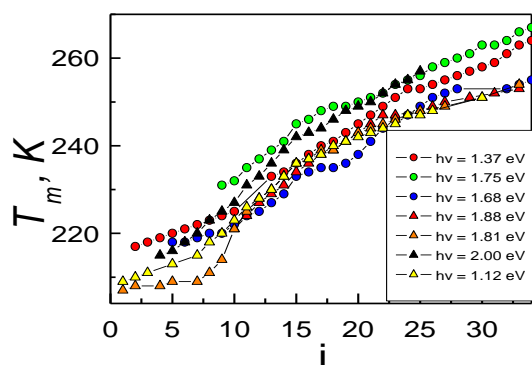


Рисунок 2 – Диаграмма  $[T_m, i]$  регистрации процесса N6 при возбуждении с вариацией  $h\nu$ . Здесь  $i$  – номер спектра,  $T_m$  – температурное положение пика в спектре.

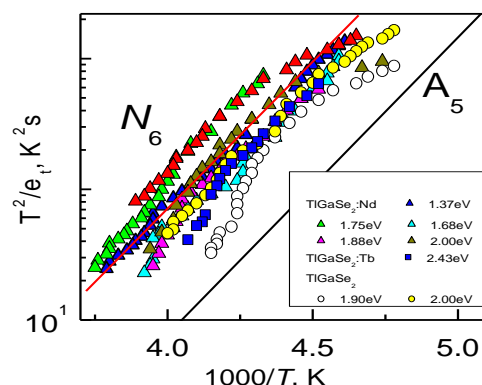


Рисунок 3 – График Аррениуса процесса делокализации заряда: а) треугольники - N6 на кристалле  $\text{TlGaSe}_2\text{:Nd}$  при различной энергии квантов возбуждающего излучения; б) квадраты – на  $\text{TlGaSe}_2\text{:Tb}$ ; в) кружки – на нелегированном  $\text{TlGaSe}_2$  в режиме инжекции с контактов; д) прямая линия – по данным [2] на нелегированном  $\text{TlGaSe}_2$ .

Оценка усиления термоэмиссии процесса N6 вследствие эффекта Пула-Френкеля [3] не объясняет сдвиг по температуре графика Аррениуса. Однако существенно более строгая зависимость усиления термоэмиссии от напряженности поля для эффекта туннелирования с участием фононов (phonon-assistant tunneling) [4] вполне приемлема для объяснения температурного сдвига графика Аррениуса.

Таким образом, при исследовании кристалла  $\text{TlGaSe}_2\text{:Nd}$  методом фотоэлектрической релаксационной спектроскопии в области температуры  $T \sim 220\text{-}260 \text{ K}$  зарегистрирован процесс делокализации заряда обусловленный характерными для кристалла центрами локализации заряда. Сопоставлением графика Аррениуса данного процесса с данными, полученными на нелегированном кристалле  $\text{TlGaSe}_2$ , обнаружено усиление термоэмиссии для процесса делокализации заряда в области температуры  $T \sim 220\text{-}280 \text{ K}$  на нелегированном кристалле и предложена модель усиления термоэмиссии вследствие эффекта туннелирования с участием фононов.

**Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, грант №Ф22-127.**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] А.П. Одринский, М.-Н.Ю. Seyidov, Т.Г. Мамедов, В.Б. Алиева. Параметрический резонанс и фотогальванические токи в слоистом кристалле  $\text{TlGaSe}_2$  // ФТТ. — 2017. — Т. 59, № 3. — С. 447—452.
- [2] М.-Н.Ю. Seyidov, F. A. Mikailzade, T. Uzun, A. P. Odrinsky, E. Yakar, V. B. Aliyeva, S. S. Babayev, T. Mammadov. Identification of Intrinsic Deep Level Defects Responsible for Electret Behavior in  $\text{TlGaSe}_2$  Layered Semiconductor // Physica B. — 2016. — V. 483. — P. 82—89.
- [3] J. Frenkel. On Pre-Breakdown Phenomena in Insulators and Electronic Semiconductors. // Phys. Rev. — 1938. — V. 54. — P. 647—649.
- [4] S.D. Ganichev, E. Ziemann, W. Prettl, I.N. Yassievich, A.A. Istratov and E. R. Weber. Distinction between the Poole-Frenkel and tunneling models of electric-field-stimulated carrier emission from deep levels in semiconductors // Phys Rev. B, —2000. — V. 61.— 10361(5).

## МЕХАНИЧЕСКИЙ ОТКЛИК И ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МУЛЬТИСЛОЙНЫХ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Пермякова И.Е., Глезер А.М.

ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,  
inga\_perm@mail.ru

В работе созданы два типа многослойных композитных материалов, применяя технологию кручения под высоким давлением (КВД), где интенсивная пластическая деформация осуществлялась в камере Бриджмена.

Первый тип аморфно-нанокристаллических композитов (АНК 1) получен при КВД чередующихся слоёв аморфных сплавов разных по химическому составу  $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ ,  $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ . Второй тип (АНК 2) – в ходе частичной аморфизации при КВД наноламинатов «медь-ниобий», сформированных предварительно многократной пакетной прокаткой [1-3].

Выявлен оптимизированный режим обработки КВД, обеспечивающий компромиссный баланс твёрдости и трещиностойкости полученных АНК 1: давление 6 ГПа, скорость вращения подвижной наковальни 1 об/мин и деформация  $N = 4-6$  оборотов.

Обнаружен синергичный эффект значений  $HV$  для АНК 1: микротвёрдость композита при  $N > 4$  превосходит значения  $HV$  его отдельных аморфных составляющих, из которых он образован. Установлены три стадии трансформации структурно-фазового состояния АНК 1. При  $N = 1-3$  аморфные сплавы деформируются достаточно независимо, обеспечивая лишь механическое «сцепление» слоёв. При  $N = 4-5$  происходит межфазное взаимодействие в приграничных областях с образованием боридных фаз, которое ответственно за эффект синергичного упрочнения. Наблюдается частичное вихревое перемешивание, но слоистость структуры всё ещё сохраняются. При  $N = 6-9$ , переносимые вихревые потоки вещества коагулируют вплоть до полного перемешивания и образования нового гибридного гомогенного многокомпонентного сплава [2].

Методами ПЭМ высокого разрешения и РСА в АНК 2 на основе наноламинатов  $\text{Cu-Nb}$  после КВД при  $N = 4$  обнаружено образование областей с аморфной структурой, непосредственно связанных с межфазными границами. Установлено трехкратное увеличение микротвёрдости нанокompозитов  $\text{Cu/Nb}$  в процессе КВД. Обнаружен двухстадийный переход от анизотропии микротвёрдости в исходном состоянии к изотропии  $HV$  при  $N = 4$  [3].

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Permyakova I., Glezer A. Amorphous-nanocrystalline composites prepared by high-pressure torsion // *Metals*. 2020. V. 10. N 4. Art. No. 511. P. 1-19.
2. Permyakova I.E., Glezer A.M., Kovalev A.I., Vakhrushev V.O. Three-stage evolution of the structure and the effect of non-additive hardening of layered composites of amorphous alloys at high-pressure torsion // *JETP Letters*. 2021. V. 113. N 7. P. 471-476.
3. Permyakova I.E., Glezer A.M., Karpov M.I., Vnukov V.I., Shtansky D.V., Gorshenkov M.V., Shchetinin I.V. Structural amorphization and mechanical properties of nanolaminates of the copper-niobium system during high-pressure torsion // *Russian Physics Journal*. 2018. V. 61. N 3. P. 428-438.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ПАРАМЕТРЫ СМАЧИВАЕМОСТИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi

**Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Кафтаранова М.И., Ходоренко В.Н., Пахолкина С.А.**  
*Томский государственный университет, Томск, Россия,*  
*Anikeev\_sergey@mail.ru*

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) обладают уникальными функциональными свойствами за счет реализации термоупругих мартенситных превращений. Особое значение в имплантологии имеют сплавы на основе TiNi благодаря наличию оксидного слоя на поверхности, что способствует адгезии белков и препятствует эмиссии ионов никеля при электрохимическом взаимодействии с живыми биологическими тканями. Гистерезисная зависимость формоизменения лежит в основе биомеханической совместимости имплантируемых конструкций на основе TiNi. Разработка монолитных и пористых конструкций позволяет существенно расширить сферу использования в медицинской практике.

Модификация функциональных свойств поверхности позволяет в широком диапазоне изменять характеристики материала. Например, электронно-пучковая обработка, наряду с ионной и лазерной, эффективно изменяют структурное состояние поверхностных слоев материала на основе TiNi. Электронная обработка имеет ряд достоинств по сравнению с вышеперечисленными, а в совокупности с различными технологическими операциями при переделе монолитного сплава при прокатке данное направление исследование является перспективным. Исходя из этого целью работы является исследование параметров электронно-пучковой обработки на параметры смачиваемости сплава на основе TiNi в различном исходном состоянии с наличием и отсутствием оксидного слоя на поверхности.

Экспериментальные образцы сплава TiNi получены методом индукционной плавки (индукционная печь ИСВ-0,004-ПИ М1). В качестве исходного сырья использован губчатый титан и электролитический никель в виде пластин. С помощью гидравлических ножниц измельчали Ti, Ni, далее выполняли навеску компонент для получения слитков с использованием весов GH-200 (A&D). Плавку Ti и Ni проводили в графитовом тигле с защитной TiNi «рубашкой». Процесс нагрева, выдержки и перелива расплава в кокиль выполняли в атмосфере аргона при давлении 1 атм.

Методом прокатки с использованием двухвалкового прокатного стана продольной прокатки (ДУО–80) получены монолитные пластины толщиной 2 мм и шириной 15 мм. Промежуточные отжиги выполняли на трубчатой печи типа СУОЛ в интервале температур 950–1000 °С. Исходный слиток на первых этапах обрабатывали в валках квадратного профиля и по достижении определенного сечения переходили на плоские. Таким образом после последнего прохода были получены пластины необходимых размеров. После этого полосу разрезали на 2 части и готовили экспериментальные образцы двух типов: с исходным оксидным слоем Pl(ox), где аббревиатура ox – oxide, и без него Pl(et), где et - etched. Образцы Pl(et) очищали в водном растворе азотной и плавиковой кислот.

С целью определения влияния электронно-пучковой обработки на свойства монолитного материала в различных структурных состояниях обрабатывали низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП). Перед НСЭП обработкой образцы очищали в ультразвуковой ванне в течении 20 мин в петролейном эфире, затем просушивали на воздухе. Образцы обрабатывали в режиме с энергией электронов 20 и 30 кэВ (добавочный индекс к аббревиатуре -20, -30, соответственно) и количестве импульсов равном 15 импульсов. При этом плотность энергии НСЭП составляла  $3,5 \pm 0,6$  и  $4,5 \pm 1,1$  Дж/см<sup>2</sup> при 20 и 30 кэВ, соответственно. Постоянные параметры обработки: длительность импульса – 2,5 мкс, частота следования импульсов 0,2 Гц, диаметр пучка 80 мм. Обработку проводили в среде рабочего газа аргона при давлении 0,03 Па.



Таким образом, на данном этапе были получены 6 типов монокристаллических экспериментальных образцов: PI(ox), PI(ox)-20, PI(ox)-30 и PI(et), PI(et)-20, PI(et)-30. Образцы характеризовались качественно отличающейся структурой поверхности по фазово-химическому составу.

Свойства полученных монокристаллических экспериментальных образцов 6 типов исследованы методами оптической микроскопии (Zeiss Axio Zoom.V16). Изучение макро- и микроструктуры проводили методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием системы с электронным и сфокусированным ионным пучками Quanta 200 3D при ускоряющих напряжениях от 20–30 кВ. Концентрационный состав фаз определяли с помощью энергодисперсионного спектрометра (ЭДС) EDAX ECON IV. Рентгеноструктурные исследования (РСА) проводили на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD 6000 с полупроводниковым детектором на Си-излучении. Измерения дифрактограмм осуществляли в диапазоне  $2\theta = 20\text{--}100^\circ$  со скоростью сканирования 1.2 град/мин при шаге  $0,02^\circ$ . Анализ фазового состава проведен с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа Powder Cell 2.4.

Построение трехмерной реконструкции поверхности и определение параметров шероховатости проводили с помощью интерференционного микроскопа профилометра «МНП-1» с использованием одноименного программного обеспечения. Для оценки смачиваемости поверхности исследуемых образцов двух серий использовался анализатор формы капли (Easy Drop DSA 20, Krüss, Гамбург, Германия) с использованием программного обеспечения для анализа формы капли, версия 1.92.1.1 (Krüss, Гамбург, Германия). Для измерения смачиваемости поверхности определялся краевой угол смачивания воды  $\theta$  для каждого из образцов двух серий. Для этого на поверхность каждого исследуемого образца наносились капли дистиллированной воды по 3,0 мкл. Измерения повторялись пять раз.

Методом XRD установлено, что структурно-фазовый состав поверхности образца PI(ox), представлен как совокупность фаз TiNi(B2), TiO<sub>2</sub>, Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiNi<sub>3</sub>. В процессе окисления при прокатке и на поверхности образца PI(ox) формируется оксидный слой основными компонентами которого выступают фазы TiO<sub>2</sub> в модификации рутил и Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Основными компонентами поверхностного слоя образца после обработки электронным пучком в режиме 20 кэВ – PI(ox)-20, как и для образца PI(ox), являются оксиды титана TiO<sub>2</sub>, Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Однако, что касается фазы Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> её объёмная доля уменьшается в 2 раза. Изменение режима обработки НСЭП и увеличение энергии электронов до 30 кэВ приводит к смене основного компонента структурно-фазового состава поверхности образца PI(ox)-30. Его место занимает фаза TiNi в модификации B2, объёмная доля которой увеличивается до 79 об. %.

В образцах II серии PI(et) относительно образца PI(ox), структурно-фазовый состав меняется качественно, а с изменением режима обработки НСЭП в рамках серии еще и количественно. Основной фазой после химической обработки поверхности раствором кислот является фаза TiNi–B2. После высокоэнергетического воздействия электронным пучком в структуре поверхности образцов PI(et)-20 и PI(et)-30 фиксируется фаза TiNi в модификации B19' моноклинной структуры. Появление мартенситной фазы B19' связано с возникновением напряжений под действием обработки НСЭП.

Значение высоты неровностей профиля ( $R_z$ ) и среднего арифметического отклонения профиля ( $R_a$ ) для образцов серии PI(ox) уменьшается после НСЭП в интервале от 3,54 до 2,193  $\mu\text{m}$  и от 0,434 до 0,294  $\mu\text{m}$  соответственно. Такое снижение шероховатости связаны с изменяющейся долей расплава, который появляется при высокоэнергетическом воздействии электронного пучка.

Для образцов PI(et) в результате травли оксидного слоя раствором кислот морфология образца приобретает микропористый рельеф ( $R_z = 11,58 \mu\text{m}$ ,  $R_a = 2,54 \mu\text{m}$ ). В режиме обработки НСЭП в 20 кэВ наблюдается снижение параметра  $R_z$  до 5,6  $\mu\text{m}$ , а  $R_a$  до 1,41  $\mu\text{m}$ . Причиной большего снижения шероховатости на 30 % для

образца PI(et)-30 служит дальнейшее сглаживание поверхности образца, в том числе за счет уменьшения числа микрократеров и их глубины.

В I серии (PI(ox), PI(ox)-20, PI(ox)-30) наблюдается увеличение значения краевого угла  $\theta$  для образца после обработки электронным пучком в режиме 20 кэВ, относительно исходного необработанного образца PI(ox). Для образца PI(ox) значение  $\theta$  соответствует  $55,9^\circ$  что говорит о гидрофильности его поверхности, которая представлена оксидным слоем. Высокоэнергетическое воздействие приводит к изменению смачивания повышая значение угла  $\theta$  до  $85,5^\circ$ . Дальнейшее повышение энергии электронов пучка до 30 эВ переводит гидрофильную поверхность в разряд гидрофобных, повышая краевой угол смачивания до  $96,5^\circ$ . Известно, что на установление равновесного угла смачивания влияет химический состав поверхности сплава и ее шероховатость, которая характеризует микрорельеф. В данном случае первостепенными факторами, оказывающими влияние на растекание жидкости на исследуемой поверхности образца PI(ox)-20, являются параметры шероховатости. Величина краевого угла смачивания для воды коррелирует со значением высоты неровностей профиля ( $R_z$ ) и среднего арифметического отклонения профиля ( $R_a$ ).

При переходе от образца PI(ox) к образцу PI(et) поверхность которого подвергалась химическому травлению наблюдается снижение краевого угла смачивания  $\theta$ . Он принимает значение  $42,4^\circ$ . Формирование неровностей топографии при удалении оксидного слоя повышает параметры шероховатости образца  $R_a$  в пять раз, а  $R_z$  в три раза, что является причиной снижения  $\theta$  и увеличения площади контакта капли воды с поверхностью сплава, повышая ее смачиваемость. Аналогично, как и для I серии, в рамках II серии образцов показано увеличение значения краевого угла смачивания при применении обработки НСЭП. Для режима 20 кэВ значение  $\theta$  возрастает в 2 раза по сравнению с исходным образцом серии после травления. Это связано с общим сглаживанием большей части площади поверхности образца под действием обработки, не смотря на локальные места формирования микрократеров. Увеличение энергии электронов пучка до 30 кэВ способствует незначительному повышению значения краевого угла до  $88,0^\circ$  благодаря дальнейшему сглаживанию поверхности образца, в том числе за счет уменьшения числа микрократеров и их глубины, о чем указывалось выше. В рамках II серии значения  $\theta$  изменяется в интервале до  $90^\circ$ . Таким образом, не смотря на общее сглаживание и тенденцию уменьшения краевого угла смачивания, обработка электронным пучком в пределах II серии сохраняет гидрофильность поверхности, не переводя ее в разряд гидрофобных.

**Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10045.**

## ПОЛУЧЕНИЕ И ИЗУЧЕНИЕ НОВОГО ФОСФОРЕСЦЕНТНОГО ФОСФИН-ТИОЛАТНОГО КЛАСТЕРА МЕДИ – СЕНСОРА ЛЕГКОЛЕТУЧИХ ВЕЩЕСТВ

Критченков И.С.<sup>1,2</sup>, Критченкова А.Х.<sup>2</sup>, Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1</sup>, Семенкова Д.И.<sup>1</sup>, Голубев Р.А.<sup>1</sup><sup>1</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

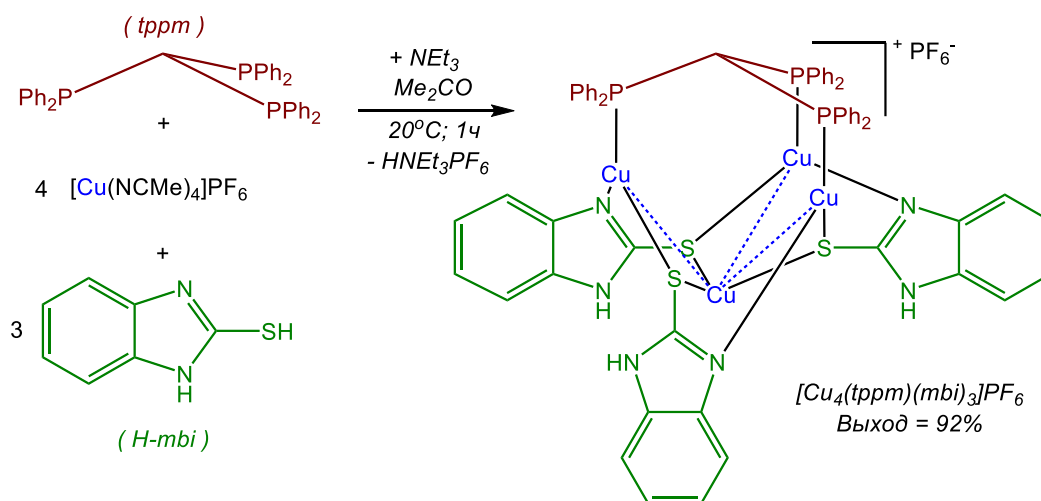
E-mail: ilya.kritchenkov@gmail.com

Задача детектирования легколетучих веществ весьма актуальна, поскольку многие из этих соединений являются потенциально опасными ввиду их токсических, сильнодействующих или пожароопасных свойств. Сенсоры, способные к определению подобных веществ, могут применяться для определения типа и состава активно используемых на производстве, в организациях здравоохранения и в быту растворителей, дезинфицирующих составов и прочих легколетучих веществ и их смесей. В качестве яркого примера можно указать на актуальность экспресс-определения метанола, этанола и изопропанола в подобных составах.

Возможность сенсинга легколетучих веществ при помощи люминесцентных сенсоров также является значимой и актуальной задачей. Это обусловлено возможностью экспресс-тестирования указанных аналитов при помощи подобных сенсоров, что позволяет проводить их определение быстрыми и доступными методами, без использования сложных и дорогостоящих инструментов.

Ранее авторами и их коллегами была получена серия кластеров (т.е. полиядерных комплексов) меди, серебра и серебра-меди на основе 1,1,1-трис(дифенилфосфино)метана и производных фенилацетилена.[1–3] Многие из этих соединений проявляют яркую люминесценцию, а также отклик ее характеристик на присутствие паров легколетучих веществ.

Также недавно нами был синтезирован новый фосфоресцентный кластер меди на основе 1,1,1-трис(дифенилфосфино)метана (tppm) и 2-меркаптобензимидазола (H-mbi, депротонированная форма – mbi) с общей формулой  $[Cu_4(tppm)(mbi)_3]PF_6$  (рис. 1).

Рисунок 1 – Схема синтеза нового фосфин-тиолатного кластера меди(I)  $[Cu_4(tppm)(mbi)_3]PF_6$ .

Всесторонняя характеристика полученного соединения при помощи широкого набора современных физико-химических методов анализа ( $^1H$ ,  $^{31}P$  и  $^1H$ - $^1H$  COSY ЯМР спектроскопии, рентгеноструктурного, рентгенофазового и элементного анализов, масс-спектрометрии высокого разрешения, инфракрасной и атомно-эмиссионной спектроскопии) позволила надежно установить его состав и строение.

Данный комплекс проявляет существенный отклик на воздействие паров координирующих растворителей и летучих веществ. Например, он меняет цвет люминесценции с желтого на зеленый при действии паров метанола, а пары этанола

указанных изменений не вызывают. Таким образом, указанный кластер может решать задачу эффективного экспресс-определения этих двух важнейших спиртов.

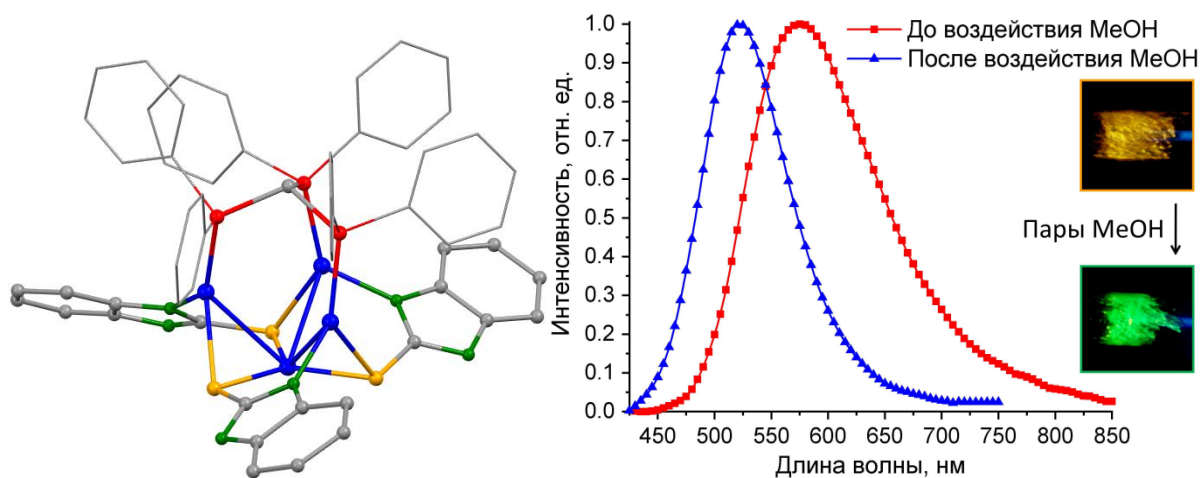


Рисунок 2 – Слева: структура комплекса  $[\text{Cu}_4(\text{trppm})(\text{mbi})_3]\text{PF}_6$  в твердой фазе, установленная методом рентгеноструктурного анализа. Цвета атомов: медь – синий, сера – желтый, фосфор – красный, азот – зеленый, углерод – серый. Атомы водорода не отображены для простоты визуализации. Справа: спектры эмиссии комплекса  $[\text{Cu}_4(\text{trppm})(\text{mbi})_3]\text{PF}_6$  в твердой фазе до и после воздействия паров метанола, а также фотография фосфоресценции порошка, демонстрирующая эти изменения.

Изменение цвета эмиссии медного кластера связано с перестройкой твердофазной структуры из кристаллической в аморфную, что было определено исходя из данных рентгенофазового анализа. Тем не менее, обратный переход в кристаллическую фазу при высушивании образца самопроизвольно не происходит, поэтому в дальнейшем нами будут проведены эксперименты по изучению возможности регенерации изначального состояния различными методами (нагрев, микроволновое или ультразвуковое воздействие и т.п.). Будут синтезированы аналогичные комплексы, но на основе других металлоцентров (серебро или серебро и медь), а также с другими противоионами во внешней сфере и композитные материалы этих кластеров с биополимерами.

**Работа выполнена при использовании оборудования ресурсных центров «Рентгенодифракционные методы исследования», «Магнитно-резонансные методы исследования» и «Методы анализа состава вещества» Научного парка СПбГУ.**

[1] Krytchankou I.S., Koshevoy I.O., Gurzhiy V.V., Pomogaev V.A., Tunik S.P. Luminescence Solvato- and Vapochromism of Alkynyl-Phosphine Copper Clusters // Inorganic Chemistry — 2015. — Vol. 54. P. 8288—8297.

[2] Chen Y.-T., Krytchankou I.S., Karttunen A.J., Grachova E.V., Tunik S.P., Chou P.-T., Koshevoy I.O. Silver Alkynyl-Phosphine Clusters: An Electronic Effect of the Alkynes Defines Structural Diversity // Organometallics — 2017. — Vol. 36. P. 480—489.

[3] Kritchenkov I.S., Gitlina A.Y., Koshevoy I.O., Melnikov A.S., Tunik S.P. Luminescent Silver–Copper “Hourglass” Hepta- and Decanuclear Alkynyl-Phosphine Clusters // European Journal of Inorganic Chemistry — 2018. — Vol. 34. P. 3822—3828.

## СИНТЕЗ МАГНИТНЫХ КОМПОЗИТОВ $\text{Co}_3\text{O}_4\text{-Fe}_2\text{O}_3$ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОНЦЕНТРИРОВАННОГО СОЛНЕЧНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Шерматов Ж.З.<sup>1</sup>, Пайзуллаханов М.С.<sup>1</sup>, Арипова М.Х.<sup>2</sup>, Ражаматов О.Т.<sup>1</sup>, Аплевич А.В.<sup>3</sup>, Живулько А.М.<sup>3</sup>, Лапотко П.Ю.<sup>3</sup>, Мазаник Т.Ч.<sup>3</sup>, Янушкевич К.И.<sup>3</sup>, Син В.А.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Институт материаловедения Академии наук Республики Узбекистан,  
Ташкент, Узбекистан

<sup>2</sup>Ташкентский Химико-технологический институт, Узбекистан

<sup>3</sup>Научно-практический центр по материаловедению национальной академии наук  
Беларуси, г. Минск, Беларусь

\*e-mail: [alyona\\_panasevich@mail.ru](mailto:alyona_panasevich@mail.ru)

<sup>4</sup>Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Беларусь

Синтез новых магнитных материалов многофункционального назначения является актуальной задачей физики конденсированного состояния. Важно, чтобы эти вещества обладали достаточно высокими величинами удельной намагниченности и температурами магнитных фазовых превращений «магнитный порядок – магнитный беспорядок». А также сохранением фундаментальных магнитных характеристик при многократных циклах нагрев – охлаждение.

В потоке концентрированного солнечного излучения синтезированы магнитные композиты состава  $\text{Co}_3\text{O}_4\text{-Fe}_2\text{O}_3$  [1]. Проведены измерения удельной намагниченности в интервале температур 80 – 810 К пондеромоторным методом в магнитном поле с индукцией 0,86 Тл. Результаты эксперимента представлены на рисунках 1, 2 [2].

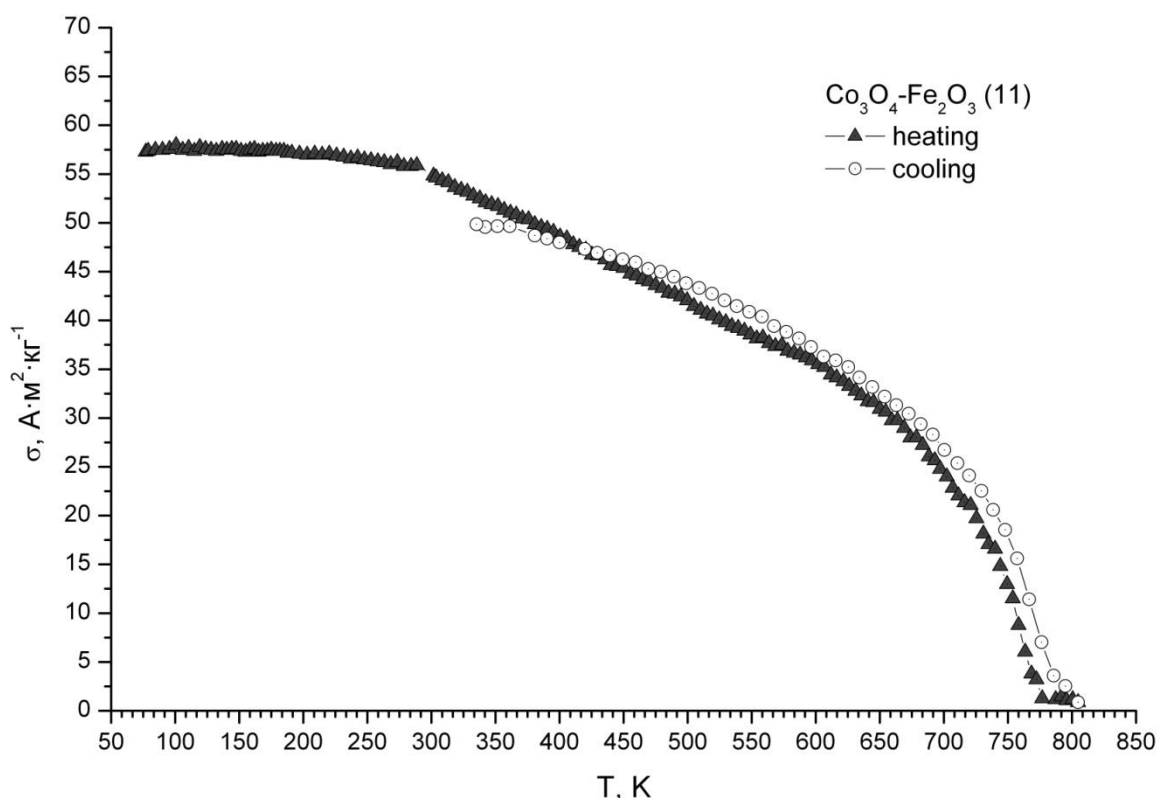


Рисунок 1 – Образец  $\text{Co}_3\text{O}_4\text{-Fe}_2\text{O}_3$  №11 после 5 минут воздействия излучения

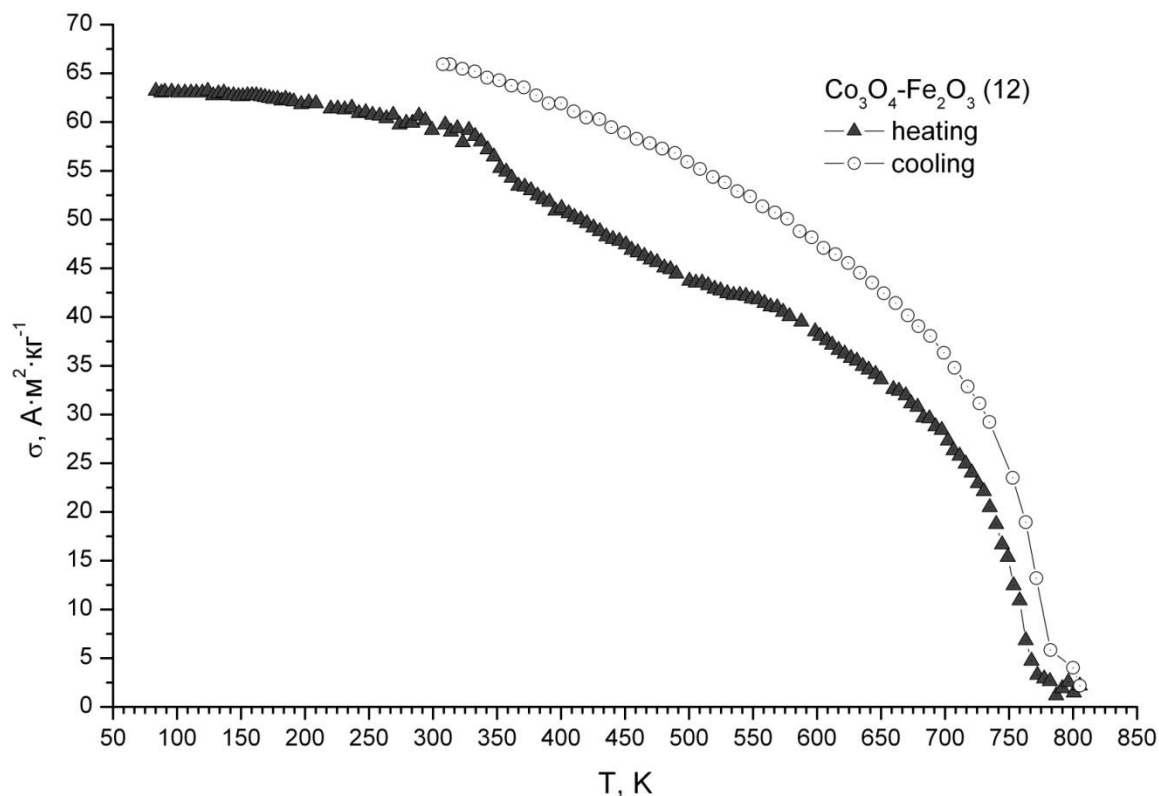


Рисунок 2 – Образец Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> №12 после 8 минут воздействия излучения

Вещества синтезированы при различном времени воздействия концентрированного потока солнечного излучения (5 и 8 минут), имея одинаковый состав и массу исходной шихты. Точка Кюри обоих образцов ~ 770 К. При температуре жидкого азота удельная намагниченность образца №11 составляет  $\sigma \approx 55,5 \text{ A} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{kg}^{-1}$ . Образец №12 обладает удельной намагниченностью  $\sigma \approx 60,5 \text{ A} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{kg}^{-1}$ . Эксперимент показал, что образец Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> №11, спеченный за 5 минут в потоке концентрированного солнечного излучения, более устойчив к циклам нагрев – охлаждение. Различие по величине удельной намагниченности и устойчивость к циклам нагрев – охлаждение, вероятнее всего, обусловлены перераспределением кислорода в исследуемых композитах при увеличении времени спекания.

Авторы выражают благодарность Министерству инновационного развития Республики Узбекистан за финансовую поддержку исследований в рамках грантов AL-4821023123-son, IL-4821091562-son и ФФИ Республики Беларусь проект T22УЗБ-045.

1. М.С. Пайзуллаханов, О.Р. Парпиев, К.И. Янушкевич / Глава 28. Синтез материалов в потоке концентрированного солнечного излучения // Коллективная монография «Перспективные материалы и технологии» под ред. чл.-корр. НАН Беларуси В.В. Рубаника, Издательский центр БГУ. – 2021. – С. 400-415

2. Янушкевич, К.И. Твердые растворы моноксидов 3d элементов. Минск. Вараксин. 2009г. – 254 с.

## МЕХАНОАКТИВИРОВАННОЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ СПЕКАНИЕ КАРБИДОВ ТАНТАЛА В МЕДНОЙ МАТРИЦЕ

Дудина Д.В.<sup>1,2,3</sup>, Григорьева Т.Ф.<sup>1</sup>, Ковалева С.А.<sup>4</sup>, Ухина А.В.<sup>1</sup>, Девяткина Е.Т.<sup>1</sup>,  
Восмериков С.В.<sup>1</sup>, Маркушин В.В.<sup>2</sup>, Ляхов Н.З.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

<sup>2</sup>Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия

<sup>3</sup>Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия

<sup>4</sup>Объединенный институт машиностроения НАНБ, Минск, Республика Беларусь  
e-mail: grig@solid.nsc.ru

Медные сплавы обладают высокой электро- и теплопроводностью и широко используются в различных отраслях электротехнической промышленности, однако такие сплавы имеют низкую механическую прочность, повысить которую можно за счет введения высокодисперсных, термически устойчивых модификаторов с высокой твердостью. Карбиды тугоплавких металлов обладают этими свойствами и могут быть использованы для дисперсного упрочнения пластичных металлов. Механохимический синтез карбидов в системах с высокой энтальпией их образования позволяет получить частицы карбидов, равномерно распределенные в металлической матрице. В дальнейшем композиционные агломераты подвергают спеканию для получения объемного материала. Следует отметить, что спекание таких частиц представляет собой непростую задачу вследствие высокой твердости частиц (из-за наклепа и присутствия наноразмерных включений в матрице).

Цель данной работы - исследование фазового состава, структуры и свойств композитов, полученных электроискровым спеканием (ЭИС) механически активированных (МА) смесей Та-С-Си.

В качестве исходных реагентов использовали порошки меди (99.7%), тантала (98.0%) и ламповой сажи (95%). Концентрация меди в смесях составляла 30 и 50 мас.%. Молярное соотношение Та:С = 2:1. Механохимический синтез карбидов тантала в металлической матрице проводили в планетарной шаровой мельнице с водяным охлаждением, при скорости вращения барабанов вокруг общей оси ~1000 об/мин, в атмосфере аргона. Время механической обработки составляло 20 и 12 мин для составов с 50 и 30 мас.% Си соответственно. Консолидацию механохимически полученных композитов медь/карбид тантала проводили на установке SPS Labox 1575 при температуре 980 °С. Приложенное давление 40 МПа, скорость нагрева 100 °/мин, время выдержки при максимальной температуре 3 мин.

Структурно-фазовое состояние образцов после МА и спекания изучали методом рентгеновской дифракции на дифрактометре D8 Advance (CuK<sub>α</sub>-излучение). Фазовый состав продуктов определяли по данным рентгеновской дифракции с использованием базы данных Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF4

Морфологию синтезированных порошковых сплавов и композитов и микроструктуру спеченных материалов исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) на приборах Hitachi-Tabletop TM-1000 и Carl Zeiss LEO 420. Для съемки изображений использовали детекторы вторичных электронов.

Измерение микротвердости  $H_v$  проводили на приборе ПМТ-3, нагрузка составляла 1.96 Н.

Дифрактограммы порошковых смесей после механической обработки, а также спеченных материалов представлены на рис. 1. На дифрактограмме смеси (2Та-С)+50 мас.% Си после механической обработки (рис.1, кривая 1) присутствуют широкие рефлексы, которые сложно отнести к определенной фазе. Основными фазами в спеченном композите, полученном из этой смеси, являются металлическая медь и Та<sub>2</sub>С (рис. 1, кривая 2). Относительная плотность спеченного материала составила 95%.

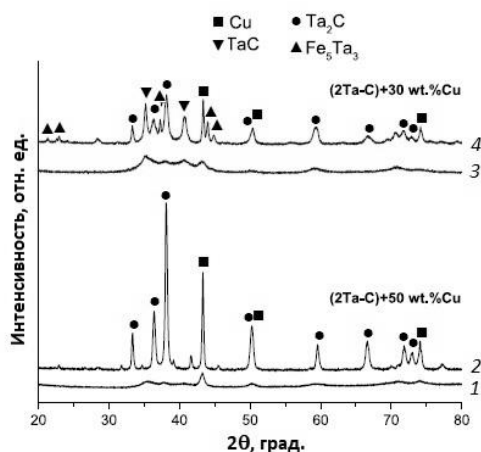


Рисунок 1 – Дифрактограммы порошков смесей (2Ta-C)+50 мас.% Cu (1, 2) и (2Ta-C)+30 мас.% Cu (3, 4) после механической активации (1, 3) и спекания (2, 4)

В продуктах механической обработки состава (2Ta-C)+30 мас.% Cu присутствуют фазы Ta<sub>2</sub>C и TaC (рис. 1, кривая 3). Частицы порошка представляют собой плотные агломераты с равномерной микроструктурой, в них отсутствуют области, обогащенные медью. Продукт механической обработки содержал также ~10 мас.% железа вследствие загрязнения порошка материалом шаров. В спекленном из данного порошка композите присутствуют фазы Fe<sub>5</sub>Ta<sub>3</sub>, TaC и Ta<sub>2</sub>C. Пористость композита, определенная методом обработки оптических изображений шлифов, составила 2 %.

В отличие от традиционного жидкофазного спекания, в ходе спекания пропусканием импульсного электрического тока жидкая фаза может образовываться не во всем объеме заготовки, а локально – на контактах между частицами. В ходе электроискрового спекания продукта механической обработки смеси (2Ta-C)+50 мас.% Cu поры между агломератами заполняются жидкой фазой (рис. 2, а). Для композита, полученного из смеси (2Ta-C)+30 мас.% Cu, также возможно образование сетки пластичной фазы, богатой матричным металлом (рис. 2, б).

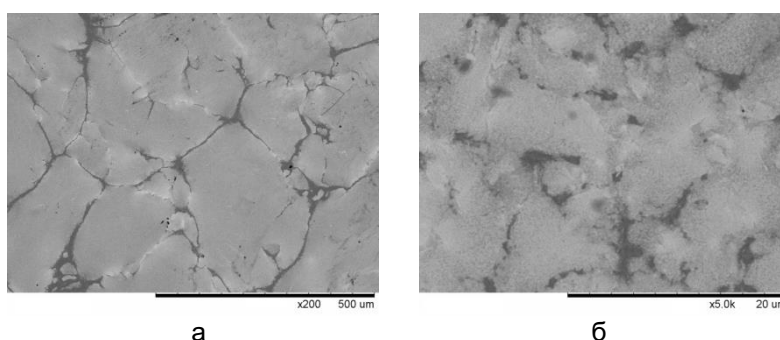


Рисунок 2 – СЭМ изображения микроструктуры композитов, спекленных из смесей: (а) (2Ta-C)+50 мас.% Cu и (б) (2Ta-C)+30 мас.% Cu

Композиты характеризуются равномерным распределением субмикронных частиц карбидов тантала в объеме композиционных агломератов (рис. 2, а). Обогащение медью пространства между агломератами подтверждается данными микрорентгеноспектрального анализа и элементного картирования.

Расчет показывает, что адиабатическая температура горения смеси (2Ta-C)+50 мас.% Cu ниже температуры плавления меди. Следовательно, даже если принять неполное превращение тантала в карбид на стадии механической обработки, протекание реакции синтеза карбида в данной смеси не вызывает плавления меди. Следовательно, образование расплава при электроискровом спекании связано не с экзотермическим эффектом реакции синтеза карбида, а с локальным перегревом на



межчастичных контактах [1]. В случае состава (2Ta-C)+30 мас.% Cu карбиды тантала формируются на стадии механической обработки.

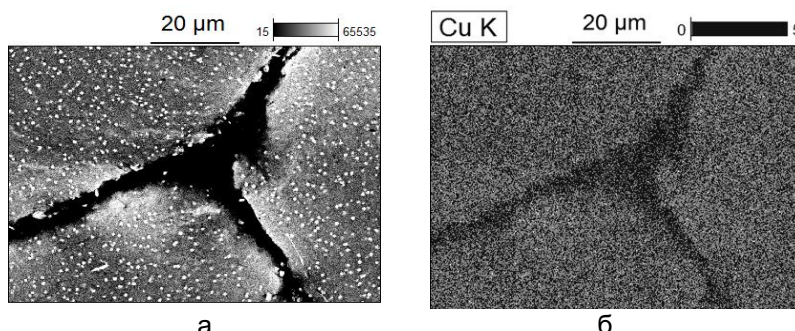


Рисунок 3 – Область контакта между агломератами (а) и карта распределения меди в данной области (б) в композите, спеченном из смеси (2Ta-C)+50 мас.% Cu

Твердость по Виккерсу композита  $Ta_2C/50$  мас.% Cu составила  $490 \pm 50 HV_1$ , что в 10 раз выше твердости меди. Твердость композита, полученного спеканием механически обработанной смеси (2Ta-C)+30 мас.% Cu, составила  $715 \pm 55 HV_1$ . Более высокая твердость этого композита объясняется большей концентрацией упрочняющих фаз. Композиты  $Ta_2C/50$  мас.% Cu представляют интерес в качестве электротехнических материалов с повышенными механической прочностью и электроэрозионной стойкостью. Электроискровое спекание продуктов механической обработки (механосинтеза) открывает новые возможности для дизайна композитов с уникальными микроструктурами и управления их механическими и функциональными свойствами.

Таким образом, электроискровым спеканием в условиях локального образования жидкой фазы впервые получены композиционные материалы с медной матрицей, упрочненные субмикронными частицами карбидов тантала ( $Ta_2C$  и TaC). Синтез композиционных структур - прекурсоров проводится при высокоэнергетической механической обработке реакционных смесей Ta-C-Cu в планетарной шаровой мельнице. В ходе электроискрового спекания поры между агломератами заполняются жидкой фазой. Твердость по Виккерсу композита  $Ta_2C/50$  мас.% Cu составляет  $\sim 500 HV_1$ , что в 10 раз превышает твердость неупрочненной меди.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. D.V. Dudina, T.M. Vidyuk, A.I. Gavrilo et al. Separating the reaction and spark plasma sintering effects during the formation of TiC–Cu composites from mechanically milled Ti–C–3Cu mixtures // *Ceram. Int.* 47 (2021) 12494–12504.

**Работа выполнена в рамках государственных заданий ИХТТМ СО РАН, номера государственной регистрации 121032500062-4 и 1021101115342-6.**

## МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ МОНОКАРБИДОВ НИОБИЯ, ТАНТАЛА, ГАФНИЯ И ТИТАНА

Удалова Т.А.<sup>1,2</sup>, Ковалева С.А.<sup>3</sup>, Григорьева Т.Ф.<sup>1</sup>, Восмерилов С.В.<sup>1</sup>,  
Девяткина Е.Т.<sup>1</sup>, Киселева Т.Ю.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

<sup>2</sup>Новосибирский Государственный Технический Университет, Новосибирск, Россия  
*udalova@solid.nsc.ru*

<sup>3</sup>Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск,  
Республика Беларусь, *svetakov2021@gmail.com*

<sup>4</sup>Московский Государственный Университет им. М.В. Ломоносова,  
Физический факультет, Москва, Россия

Монокарбиды ниобия, тантала, гафния и титана, обладая чрезвычайно высокими температурами плавления, микротвердостью, хорошей износостойкостью, высокими значениями электропроводности и химической инертностью, находят применение в производстве огнеупорных покрытий в нагревательных элементах, испарительных установках, в ядерных реакторах, в аэрокосмических изделиях, ракетных соплах и гиперзвуковых прямоточных воздушно-реактивных двигателях с рабочими температурами выше 3000°C, турбинах для защиты от коррозии при высоких температурах, электрических контактов, гильз цилиндров, при создании рабочих поверхностей режущих и шлифовальных инструментов, в качестве добавки в другие металлы и сплавы для улучшения свойств материалов, тонкопленочных покрытий в микроэлектронике. Керамика на их основе находит применение в металлургической промышленности и машиностроении. В производстве современных материалов широкое применение находят порошки высокотемпературных карбидов [1].

Высокие тепловые эффекты реакций образования MeC позволяют применять для получения монокарбидов механически стимулированные реакции (MCP) [2]. В сравнении с широким спектром методов синтеза порошков тугоплавких карбидов, метод механохимического синтеза имеет такие преимущества как возможность получения высокодисперсных порошков монофазного состава с заданной стехиометрией, одностадийность, короткие времена синтеза практически при комнатной температуре, экологическая безопасность [3].

Цель настоящих исследований - изучение условий прямого механохимического синтеза монокарбидов ниобия, тантала, гафния и титана из порошков металлов и ламповой сажи.

В работе были использованы порошки ниобия (ПНБ-1), тантала (ТаПа), гафния (ГФМ-1), титана (ПТОМ-1) и ламповой сажи (ПМ-15).

Стехиометрические смеси металлов с углеродом обрабатывали в высокоэнергетической шаровой планетарной мельнице АГО-2 с водяным охлаждением (объем барабана 150 см<sup>3</sup>, диаметр шаров 5 мм, загрузка шаров 200 г, навеска образца 10 г, скорость вращения барабанов вокруг общей оси 600 и 1000 об/мин, атмосфера аргон). Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов выполнен на дифрактометрах D8 Advance (Bruker, Германия) и ДРОН-3 (Россия) с характеристическим излучением  $\text{CuK}\alpha$  ( $\lambda=1.5418 \text{ \AA}$ ), а также с использованием синхротронного излучения ( $\lambda=0.3685 \text{ \AA}$ ) [4].

Исследования морфологии полученных образцов выполнены с использованием сканирующих электронных микроскопов (СЭМ) OXFORD INSTRUMENT (Англия) и Hitachi TM 1000 (Япония).

Система Nb-C. РФА продуктов МА в течение 40 с и 2 мин (рис.1, кривые 2 и 3) демонстрирует постепенное снижение интенсивностей и уширение рефлексов ниобия. Только после 4 мин МА, согласно результатам РФА, (рис. 1, кривая 4) появляются рефлексивы низкой интенсивности фазы карбида ниобия.

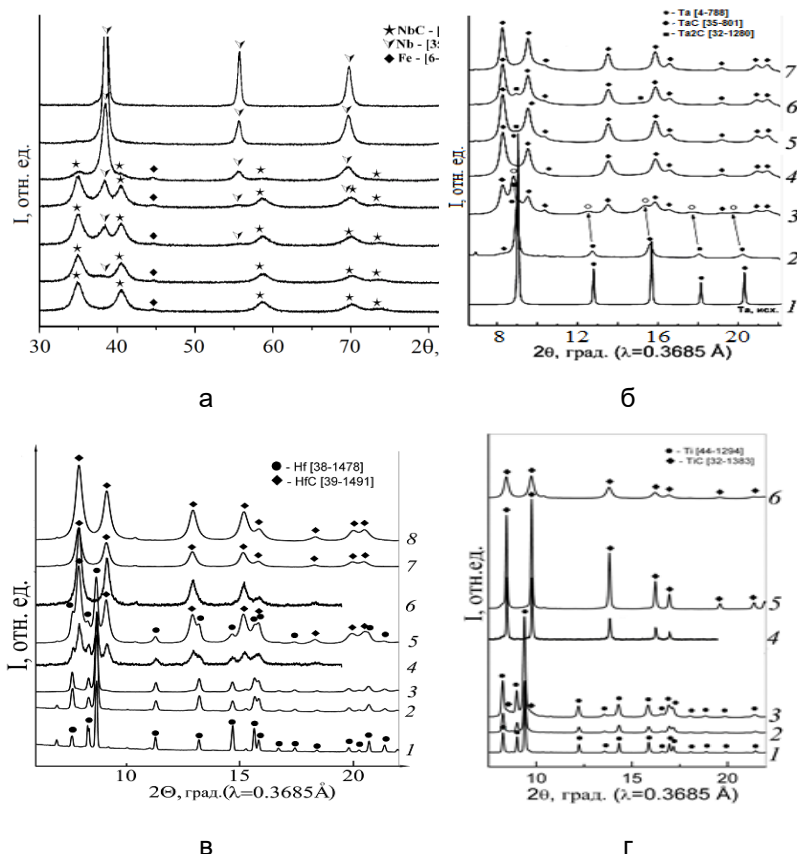


Рисунок 1 – Дифрактограммы:

- а) Nb<sub>исх.</sub> (1) и продуктов МА Nb+C, t<sub>МА</sub>, мин: 40 с (2); 2 (3); 4 (4); 8 (5); 12 (6); 16 (7); 20 (8);
- б) Ta<sub>исх.</sub> (1) и продуктов МА Ta+C, при □<sub>МА</sub>, мин: 2 (2); 3(3); 4 (4); 8 (5); 20 (6); 30 (7);
- в) Hf<sub>исх.</sub> (1) и продуктов МА Hf+C, при □<sub>МА</sub>, мин: 10с (2); 2 (3); 3 (4); 4 (5); 6 (6); 8 (7); 20 (8);
- г) Ti<sub>исх.</sub> (1) и продуктов МА Ti+C после □<sub>МА</sub>, мин: 10с (2); 2 (3); 3 (4); 4 (5); 20 (6).

РФА образцов с длительностью МА 8, 12 и 16 мин (рис. 1, кривые 5, 6, 7), демонстрирует снижение интенсивностей рефлексов фазы ниобия, интенсивности рефлексов фазы карбида ниобия возрастают. При □<sub>МА</sub> = 20 мин (рис. 1, кривая 8) формирование монофазного высокодисперсного карбида ниобия завершается. На дифрактограмме образца присутствуют только уширенные рефлексы фазы монокарбида ниобия NbC.

Электронные микрофотографии (СЭМ) образцов, соответствующих t<sub>МА</sub>= 40с и 2 мин, свидетельствуют об измельчении частиц порошка ниобия от 5□50 мкм до □100 нм за 2 мин МА, что хорошо согласуется с результатами РФА соответствующих образцов (рис.1, кривые 1 и 2). Из рассмотрения электронных микрофотографий образцов, сформированных за □<sub>МА</sub>= 4мин, можно предположить, что частицы карбида ниобия сорбируются на поверхности частиц еще не прореагировавшего ниобия, приобретают облик, схожий с частицами исходного ниобия, с размерами от 1 до 3 мкм. Увеличение □<sub>МА</sub> до 8, 12 и 16 мин приводит к дальнейшему снижению размеров частиц, которые постепенно по форме становятся близкими к сферическим. При □<sub>МА</sub> = 20 мин на соответствующей СЭМ заметно снижение размеров не только частиц карбида ниобия от □100 до 200 нм, но и их агломератов (рис. 16).

Аналогичные рентгенофазовые и электронно-микроскопические исследования выполнены для систем Ta–C, Hf–C и Ti–C.

Система Ta–C. Согласно РФА, формирование монокарбида тантала TaC начинается при t<sub>МА</sub>□3 мин и завершается к 8 мин МА (рис. 16). Размеры частиц порядка 0.1 мкм (рис. 2б). Увеличение t<sub>МА</sub> до 20 и 30 мин в данной системе, согласно электронно-микроскопическим исследованиям, приводит к росту агрегированных частиц до 4 мкм.

**Система Hf–C.** Рентгенофазовый анализ влияния времени МА на формирование монокарбида HfC показал, что процесс, как и в системе Ta–C, начинается после 3 мин активации. С увеличением времени активации на дифрактограммах наблюдается снижение интенсивности рефлексов гафния и рост интенсивности рефлексов карбида гафния. Процесс формирования HfC завершается к 8 мин активации (рис. 1в). Согласно результатам СЭМ, размеры частиц HfC порядка 100 нм (рис. 2в). Они агрегированы в частицы с размерами от 1 до 5 мкм. Увеличение времени активации до 20 мин приводит к росту размеров частиц-агрегатов до 10 мкм.

**Система Ti–C.** Дифрактограммы образцов TiC показали, что процесс механохимического формирования также начинается после 3 мин активации и завершается к 20 минутам (рис. 1г). В этой системе размеры частиц TiC  $\approx$  50 нм (рис. 2г), они агрегированы в более крупные частицы с размерами от 0.2 до 1 мкм.

Рентгенофазовый анализ и электронные микрофотографии образцов монокарбидов NbC, TaC, HfC и TiC показывают возможность формирования данных карбидов за времена активации: NbC – 20, TaC – 8, HfC – 8, TiC – 20 мин. Размеры первичных частиц составляют от 50 до 200 нм, агрегированных во вторичные частицы от 0.2 до 5 мкм.

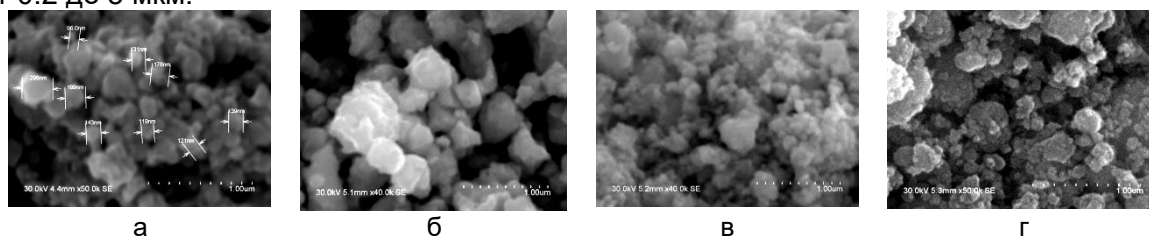


Рисунок 2 – СЭМ изображения монокарбидов NbC (а); TaC (б); HfC (в); TiC (г), сформированных методом механической активации за  $t_{МА}$ , мин: 20 (а); 8 (б); 8 (в); 20 (г). Увеличение  $\times 100000$ .

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Холлек Х. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов: Справ, изд. / Пер. ред. Левинского Ю. В., М.: Металлургия. 1988. 319с.
2. Deidda C., Delogu F., Cocco G. In situ characterisation of mechanically induced self-propagating reactions. J. Mater. Sci. 2004.39. P. 5315–5318.
3. Григорьева Т.Ф., Баринаева А.П., Ляхов Н.З. Механохимический синтез в металлических системах. Новосибирск: Параллель, 2008. 310с.
4. Ancharov A.I., Manakov A.Yu., Mezentsev N.A., Sheromov M.A., Tolochko B.P., Tsukanov V.M. 2001. New station at 4-th beamline of the VEPP-3 storage ring. Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A. 470.P.80–83.

**Работа выполнена в рамках государственного задания ИХТТМ СО РАН (Регистр. № 121032500062-4) и БРФФИ (грант № №Т23КИТГ-001).**

**АНАЛИЗ ПРИМЕНИМОСТИ ПРОГРАММНЫХ ПАКЕТОВ ТОПОЛОГИЧЕСКОЙ  
ОПТИМИЗАЦИИ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНЫХ ФОРМ  
ИЗГОТОВЛЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ**

**Котович И.В., Ежов А.Д., Киселёв В.П., Иванчиченко В.С.,  
Саранди В.М., Сосова Д.М.**

*Московский авиационный институт (национальный исследовательский  
университет), г. Москва, Россия*

Задача обеспечения прочности и минимальной массы, является одной из важнейших и актуальных проблем при конструировании сложных систем. Практически в любой сфере промышленного производства существует тенденция использования наиболее современных и прогрессивных методов изготовления различных изделий, что связано со стремлением не только повысить надежность и качество изготавливаемой продукции, но и снизить ее стоимость и ресурсозатратность. Аддитивные технологии, в отличие от традиционных, являются более экономически выгодными и ресурсоемкими способами изготовления, поскольку представляют собой методы производства, основанные на поэтапном формировании изделия путем послойного наращивания материала на основу. В случае же традиционного производства возникает необходимость либо в отсечении всего «лишнего» у заготовки для будущего изделия, если используется метод фрезерования или точения, либо в создании дополнительных форм для литья или штампов для штамповки, – при этом на способы накладываются существенные ограничения на сложность геометрии деталей, а процессы изготовления проигрывают и в ресурсоемкости, и в трудоемкости. С помощью аддитивных технологий появляется возможность избавиться от этих недостатков, поскольку материал расходуется более рационально, отсутствует необходимость в создании дополнительных форм и штампов, и, зачастую, отсутствует необходимость в проведении финишной обработки готового изделия. Более того, такой метод производства практически не ограничивается сложностью геометрии изготавливаемого тела. В роли материала печати может выступать, как металлы, так и неметаллы.

Существует несколько наиболее распространенных методов печати, они отличаются исходным материалом. При печати металлом наиболее распространенным методом является селективное сплавление металлического порошка. Принцип этой технологии основан на послойном нанесении металлического порошка, после чего происходит сплавление при помощи точечной подачи энергии лазером. А при печати пластиком наиболее распространены две технологии: послойное наплавление пластиковой нити и стереолитография.

У всех этих методик есть общая особенность, вызванная тем, что процесс печати осуществляется послойным наращиванием и это вызывает неизбежно вызывает анизотропию механических свойств. Сложно утверждать, что анизотропия это недостаток, в некоторых случаях это явление является преимуществом.

В качестве примера в работе приведен кронштейн, изготовленный по наиболее популярным аддитивным технологиям. Исходные параметры кронштейна изготовленного из A286 суперсплава на основе железа, с модулем упругости  $2,01 \cdot 10^7$  Н/м<sup>2</sup>, с массовой плотностью 7920 кг/м<sup>3</sup>, при габаритных размерах 80·65·30 (д·ш·в) мм, масса составляет 0,302 кг, а объем –  $1,77 \cdot 10^{-5}$  м<sup>3</sup> (17 700 мм<sup>3</sup>). Расчет исходной конструкции производился в Solidworks и показал, что коэффициент запаса прочности изделия составил 4.4 единицы, предел текучести по von Mises -  $2.75 \cdot 10^8$  Н/м<sup>2</sup>, максимальное возникающее перемещение -  $8,681 \cdot 10^{-3}$  мм, деформация -  $1,751 \cdot 10^{-4}$  мм.

При конструировании элементов сложных технических систем в большинстве случаев представляется возможным использовать метод топологической оптимизации в различных системах CAD (САПР). Сущность этого метода заключается в изменении внешнего облика конструкции и структуры детали, а так же ее параметров, с учетом

задания определённых критериев и наложения ограничений, при условии сохранения или улучшения ее первоначальных свойств, например, уменьшения массы с сохранением достаточной жесткости.

Современные средства проектирования позволяют не только проводить исследования и расчеты на прочность деталей различной геометрии, а также прогнозировать степень их деформирования, но и содержат в себе программные алгоритмы оптимизации. В общем случае, из модели-заготовки удаляются лишние части конструкции, отсутствие которых практически не изменяет жесткость исходного тела. В результате работы такого алгоритма формируется оптимизированная модель сложной геометрии, которая будет отвечать требованиям жесткости и прочности при минимальной массе, но при этом будет сложна в изготовлении традиционными методами, а значит, потребует применения аддитивных технологий в производстве.

В результате оптимизации получается совершенно новая модель, сгенерированная алгоритмом, которая сохранила 20% своей первоначальной массы.

Образцы изготавливались в двух направлениях ориентации (вертикально и горизонтально), для исследования влияния анизотропии. Печать осуществляется по трем технологиям: SLA, SLM, FDM.

По результатам алгоритма топологической оптимизации можно заметить, что значительно снизилась масса изделий с сохранением прочностных свойств. При снижении массы исходной модели кронштейна в среднем на 80% удалось достичь приемлемых значений коэффициента запаса прочности: – 1,4 в CAD-системе Solidworks – 1,8 в CAE-системе ANSYS, при исходном значении запаса прочности 4,4.

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КЕРАМИК ИЗ ЧИСТОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

Ланцев Е.А., Нохрин А.В., Сметанина К.Е., Андреев П.В.

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского*

*Научно-исследовательский физико-технический институт,  
Нижний Новгород, Россия  
elancev@nifti.unn.ru*

Изделия из карбида вольфрама эксплуатируются при повышенных температурах, поэтому актуальной является задача исследования высокотемпературной деформации карбида вольфрама. В настоящее время существует много исследований посвященных проблеме высокотемпературной деформации твердых сплавов на основе карбида вольфрама, а имеющиеся данные по чистому карбиду вольфрама единичны и их затруднительно объяснить в рамках традиционных моделей высокотемпературной деформации.

Целью работы является исследование высокотемпературного деформационного поведения спеченных керамик из карбида вольфрама с различным размером зерна.

В качестве объектов исследования выступали порошки монокарбида вольфрама  $\alpha$ -WC с различным начальным размером частиц: нанопорошок №1 с начальным размером частиц  $\sim 95$  нм, а также порошки №2 и №3 промышленного производства Кировоградского завода твердых сплавов с начальным размером частиц по Фишеру 0.8 мкм и 3 мкм, соответственно. Нанопорошок №1 был получен методом плазмохимического синтеза с последующим восстановительным отжигом в водороде при температуре 1050°C (3 ч).

Компактирование образцов диаметром 12 мм и высотой  $h = 12$  мм проводилось методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) при помощи установки Dr. Sinter model SPS-625 (Япония). Спекание нанопорошков проводилось в вакууме (2-5 Па), в режиме непрерывного нагрева до максимальной температуры спекания. Спекание проводилось в условиях одноосного давления 70 МПа. Температура определялась оптическим пирометром CHINO IR-AH, сфокусированным на поверхности графитовой пресс-формы.

Высокотемпературная деформация спеченных образцов производилась с помощью установки Dr. Sinter model SPS-625. Для испытаний на ползучесть образцы помещались в графитовую пресс-форму с внутренним диаметром 20 мм, который был больше, чем диаметр спеченных керамических образцов. Исследование механизмов ползучести образцов чистого карбида вольфрама проводилось в интервале температур 1300-1375 °C и при напряжениях 50-90 МПа.

В процессе экспериментов контролировалась зависимость усадки/деформации (L) и скорости усадки/деформации (S) порошков/образцов от температуры нагрева и времени изотермической выдержки.

Показано, что энергия активации ползучести уменьшается от 31 кТ<sub>m</sub> (790 кДж/моль) до 15-22 кТ<sub>m</sub> (380-560 кДж/моль) при увеличении среднего размера зерна и уменьшении содержания фазы W<sub>2</sub>C в спеченных образцах. Величина коэффициента степенной ползучести  $n$  лежит в интервале от 2.4 до 3-3.7. Полученные результаты свидетельствуют о том, что процесс низкотемпературной ползучести в данных условиях контролируется процессом скольжения решеточных дислокаций в поле равномерно распределенных препятствий.

**Работа выполнена при поддержке РНФ № 22-79-10080.**

## ЗАВИСИМОСТЬ РАСПРОСТРАНЕНИЯ НИТЕВИДНОЙ КОРРОЗИИ СПЛАВА ZX10 ОТ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ЗЕРНА

Мягих П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л.  
Тольяттинский Государственный Университет, Россия, Тольятти  
feanorhao@gmail.com

### Введение

Магниевые сплавы – перспективные материалы не только для авиационной и космической отрасли, но и для медицинских приложений, поскольку магний и его сплавы способны растворяться в теле человека без вреда его здоровью, а значит могут использоваться для создания саморастворяющихся хирургических имплантатов. Традиционно для изготовления временных имплантатов, таких как пластины в челюстно-лицевой хирургии, используются титановые сплавы и нержавеющая сталь, что означает необходимость их извлечения после завершения процесса заживления. Операция по извлечению имплантата это дополнительный риск здоровью человека и увеличение периода реабилитации пациента. При использовании магниевых сплавов необходимость в этой операции отпадает.

Поскольку растворение в теле человека – это нечто иное, как процесс коррозии, важно детально исследовать особенности его протекания. В мировой научной литературе немало работ, посвященных такому явлению, как нитевидная коррозия магниевых сплавов. Существуют подтверждения, что направление распространения нитевидной коррозии некоторым образом зависит от кристаллографической ориентации зерна, однако, экспериментальные данные относительно этого сильно противоречивы. Ответ на вопрос, как именно кристаллография влияет на распространение нитевидной коррозии поможет в будущем создавать изделия, защищенные от данного явление, например, путем текстурирования материала. Поэтому в данной работе была поставлена цель выявить зависимость направления распространения нитевидной коррозии от кристаллографической ориентации зерна.

### Методика

Объектом исследования в данной работе был выбран биорезорбируемый сплав ZX10, химический состав которого приведен в таблице 1. Сплав был представлен в литом состоянии со средним размером зерна 500 мкм. Из данного материала вырезалась пластина 40×20×2 мм, все стороны которой шлифовались на наждачной бумаге #2500, а затем одна сторона последовательно полировалась на безводных алмазных суспензиях с размером абразивных частиц 3 мкм, 1 мкм и 0,25 мкм. На полированной стороне царапинами размечался участок 2×1,8 мм для прецизионного исследования. Финишная подготовка образца заключалась в ионной полировке в потоке аргона на установке для ионного травления Hitachi IM4000 plus. После этого с размеченного участка при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Carl Zeiss SIGMA с аналитическим модулем EDAX для анализа дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD) снималась карта распределения кристаллографических ориентаций. На карту помещалась призма, обозначающая положение элементарной кристаллической ячейки.

Таблица 1 – Химический состав сплава (вес. %)

Al	Zn	Ca	Zr	Fe	Cu	Mn	Si
0,004	0,85	0,17	0,03	0,004	0,001	0,007	0,008

После подготовки образца и съемки в СЭМ проводились коррозионные испытания погружением в раствор Рингера на 7 суток при комнатной температуре. Образец устанавливался в полиэтиленовом зажиме вертикально, на размеченный участок поверхности образца направлялась камера. Таким образом представлялось возможным отследить процесс распространения нитевидной коррозии от начала и до конца.



### Результаты

На рисунке 1 показан бинаризованный снимок, полученный через 12 часов после начала коррозионных испытаний с наложенной на них картой распределения кристаллографической ориентации. Для большинства кристаллитов прослеживается одинаковая тенденция: распространение нитевидной коррозии происходит по нормали к базальной плоскости 0001. Зерна, где данная закономерность не соблюдается, содержат в себе дефекты в виде двойников, в таких случаях коррозия распространяется вдоль двойника. Всего за время испытаний нитевидная коррозия затронула 30 зерен, почти все из них корродировали по нормали к базальной плоскости.

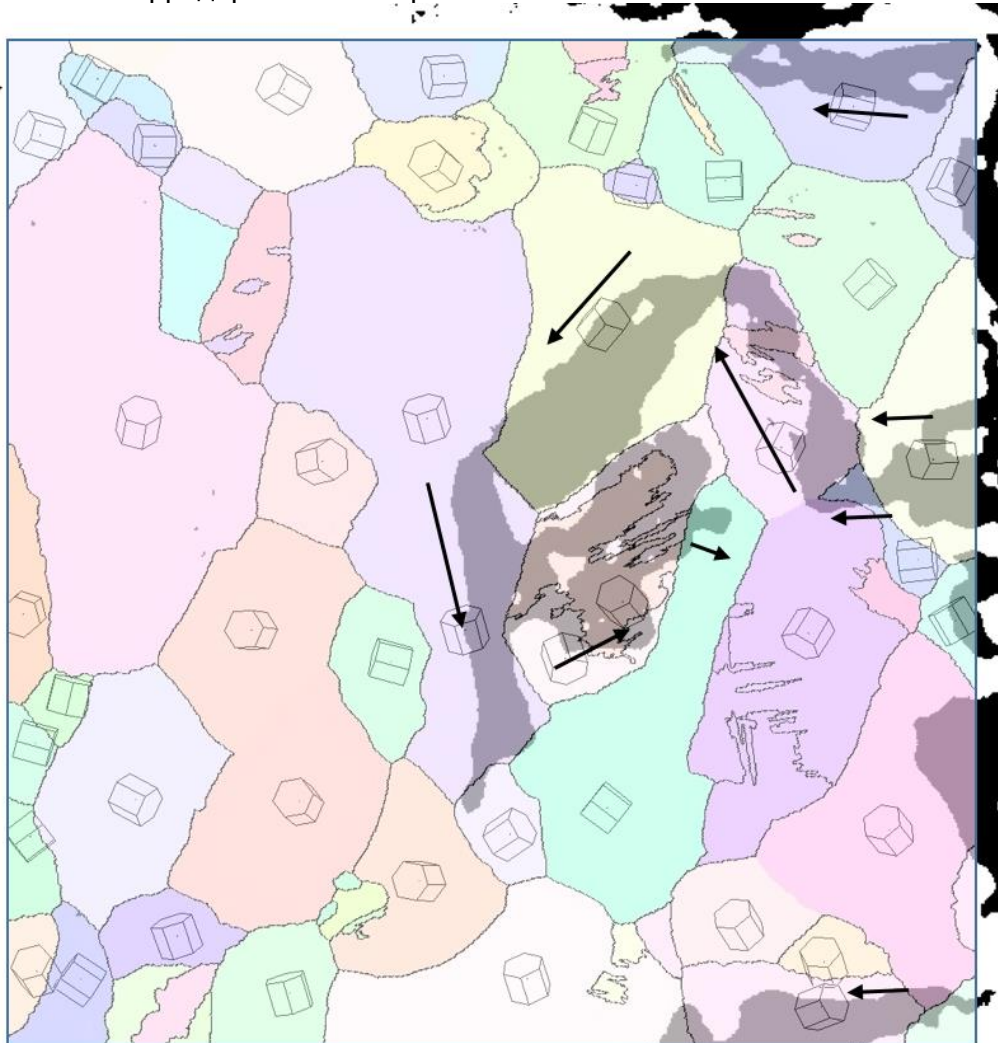


Рисунок 1 – Направление распространения нитевидной коррозии (показано стрелками) наложенное на бинаризованное оптическое изображение, полученное во время коррозионных испытаний и карту распределения кристаллографических ориентаций (обозначено цветом и изображением элементарной ячейки)

### Выводы

В ходе работы было установлено, что распространение нитевидной коррозии происходит по направлению, близкому к нормали к базальной плоскости кристаллита. Отклонения от данной закономерности обусловлены дефектами кристаллической структуры, в первую очередь двойниками.

### БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 23-23-10041

**ПРЕИМУЩЕСТВА КОМПЛЕКСНОГО СТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА МНОГОФАЗНЫХ СПЛАВОВ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ**

**Беликова Ю.А.<sup>1,2\*</sup>, д.т.н. Кондратьев С.Ю.<sup>2</sup>, д.т.н. Петров С.Н.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» им. И.В. Горынина» – НИЦ «Курчатовский институт», г. Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого», г. Санкт-Петербург, Россия

\**skp@crism.ru*

Многофазные жаропрочные сплавы широко используются в различных отраслях промышленности, включая авиационную, энергетическую и нефтегазовую. Эти материалы имеют высокую термическую стабильность и механическую прочность, что делает их незаменимыми для эксплуатации в условиях высоких температур и агрессивных сред. Длительная работоспособность жаропрочных сплавов в основном определяется морфологией, размером, характером распределения в структуре и стабильностью упрочняющих фаз. Понимание строения и механизмов фазовых превращений в условиях эксплуатации сплавов являются необходимым условием для разработки методов повышения рабочего ресурса оборудования. Современные методы электронной микроскопии позволяют осуществлять последовательный анализ морфологии, строения и элементного состава фаз сплавов на различных масштабных уровнях и анализировать их изменение в процессе эксплуатации. Эти сведения, в свою очередь, позволяют прогнозировать работоспособность изделий из них.

В работе исследовали многокомпонентный аустенитный сплав с карбидным упрочнением на основе системы Fe-Ni-Cr HP серии в литом состоянии, а также после выдержки в течение 500 ч при температуре 900°C. Оптическая металлография сплава в исходном состоянии показала дендритное строение структуры с эвтектической карбидной сеткой, усредненный размер дендритов составил 620×180 мкм. Существенных отличий в структуре сплава в литом состоянии и после длительной высокотемпературной выдержки на данном масштабном уровне обнаружено не было. Исследование на современном металлографическом микроскопе позволяет оценить общий характер макро- и микроструктуры сплава, выявить крупные дефекты, сформировать цветное изображение для отображения некоторых особенностей. Однако оптическая микроскопия не позволяет сформировать полное представление об особенностях строения фаз. В таком случае на помощь приходит растровая (сканирующая) электронная микроскопия (РЭМ). РЭМ позволяет анализировать поверхность образца сплава с высоким разрешением, получать изображения фаз, включая мелкие частицы и включения, проводить локальный элементный анализ.

В исследуемом сплаве марки HP40NbTi методами растровой электронной микроскопии изучены морфологические особенности строения, а также элементный состав частиц упрочняющих фаз на основе ниобия. Изображения, полученные в режиме вторичных электронов на травленном образце в исходном состоянии, показали, что ниобиевые частицы являются фрагментированными и представляют собой кластеры, состоящие из отдельных кристаллитов неправильной формы. Это было подтверждено при построении карт разориентировок в режиме дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ, EBSD) на поперечных шлифах на растровом микроскопе, оборудованном приставкой для EBSD-анализа. Данный метод анализа показал, что смежные границы кластеров карбонитрида ниобия могут быть как малоугловыми, так и большеугловыми. Более того, на шлифах в режиме контраста атомного номера совместно с проведением рентгеноспектрального микроанализа было выявлено, что карбонитриды на основе ниобия имеют неоднородность по химическому составу и образуются на внешней границе неметаллических включений.

Изучение структуры карбонитрида ниобия после выдержки при T = 900 °C показало, что температура активирует фазовое превращение ниобиевой частицы в интерметаллическую G-фазу переменного состава. Обнаружено, что в процессе

превращения формируется переходная область промежуточной G-фазы с дисперсными частицами. Размеры дисперсных частиц варьируются в диапазоне от 50 нм до 200 нм.

Исследования фаз, относящихся к наноразмерным, целесообразно проводить с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Этот вид исследования подразумевает использование тонких, прозрачных для электронов образцов сплава с толщиной не более 150 нм, следовательно, необходима особая пробоподготовка. Существует несколько методов изготовления тонких образцов, однако для изучения отдельных фаз или интересующих участков необходимо применение вырезки ионным пучком. По этой причине на растровом двухлучевом электронном микроскопе была проведена прецизионная резка тонкой ламели из исследуемой частицы перпендикулярно плоскости шлифа. После приготовления тонкой фольги для ПЭМ, появляется возможность провести исследование всех областей упрочняющего включения, а также оценить состояние окружающей аустенитной матрицы.

Исследование тонких фольг на просвечивающем электронном микроскопе позволило получить данные о фазовом составе сложных по строению и неоднородных по химическому составу ниобий-титановых частиц. Было выявлено, что неметаллические включения являются центрами кристаллизации для карбонитридов ниобия и титана. Каждая фаза, формирующаяся на неметаллическом включении, имеет поликристаллическую структуру с существенными разориентировками фрагментов и выраженным градиентом концентрации ниобия и титана в каждом слое.

На тонких фольгах, извлеченных из образцов после термического старения, было установлено, что трансформация карбонитридных фаз вследствие воздействия температурного поля происходит послойно с образованием переходного слоя, основу которого составляет промежуточная G'-фаза. Детальное изучение дисперсных частиц в этой области с применением локального рентгеноспектрального микроанализа, дополненное фазовым анализом, проведенным на основе комплекса картин микродифракции, показало, что в переходном слое остаются нерастворенные островки первичного карбонитрида ниобия с повышенным содержанием титана.

Результаты ПЭМ исследования позволили выявить и объяснить механизмы формирования при кристаллизации и механизмы трансформации в процессе длительной выдержки при температуре 900 °С карбонитридов (NbTi)(CN) в жаропрочном многокомпонентном сплаве HP40NbTi.

Комплексное систематическое изучение многофазных материалов методами электронной микроскопии на макро- и микро- уровнях позволяет получать всестороннюю информацию об их структуре, химическом и фазовом составе. Этот подход позволяет не только глубже понять строение сплавов, но и помогает разрабатывать и улучшать материалы для повышения их рабочего ресурса.

**Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования – соглашение № 13.ЦКП.21.0014 (075-11-2021-068). Уникальный идентификационный номер - RF----2296.61321X0014.**

## ДИСКРЕТНЫЕ УДАРОПРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЕ

Пилипчук А.П.<sup>1</sup>, Девойно О.Г.<sup>2</sup>, Рафальский И.В.<sup>2</sup>, Мишин А.А.<sup>3</sup>

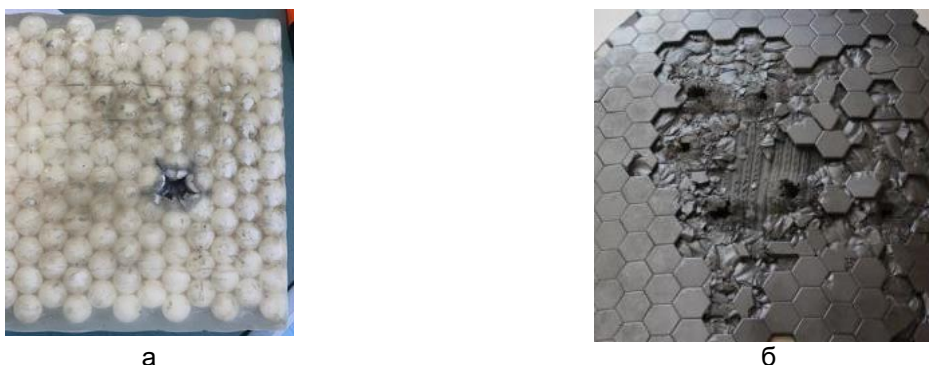
<sup>1</sup>Военная академия Республики Беларусь, Минск, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь

<sup>3</sup>Белорусская государственная академия авиации, Минск, Республика Беларусь  
vikmech@mail.ru

В настоящее время при проектировании различных устройств необходимо обеспечивать возможность функционирования в условиях динамических воздействий, в частности высокоскоростного взаимодействия с ударниками произвольной формы. Задача определения результата высокоскоростного проникания ударников имеет важное прикладное значение при проектировании корпусов АЭС, хранилищ атомных отходов, разработке нефтяных и газовых технологий, средств индивидуальной и коллективной бронезащиты [1, 2]. Результаты исследований показывают, что в условиях постоянного совершенствования средств поражения наметилась тенденция к замене монометаллов композиционными и гибридными материалами [2-7].

Одним из вариантов гибридного материала является дискретная (дисперсная) броня [2-5]. В данной конструкции первый слой (дробяще-отклоняющий) представляет собой мозаику из керамических элементов, связанных между собой полимером, нижний (задерживающий) слой выполнен из арамидной ткани и металла (рисунок 1).



а  
б  
Рисунок 1 – Бронеэлементы различных конфигураций  
(а – [3], б – [5])

При ударе в отдельный керамический фрагмент поражающий элемент деформируется, частично разрушается и теряет значительную часть своей кинетической энергии. В результате фрагменты поражающего элемента и керамики задерживаются последующим нижним слоем. Защитный эффект в этом случае достигается не за счёт упрочнения брони, а в результате рассеивания энергии поражающего элемента.

Важными преимуществами дискретной брони являются высокая живучесть, при которой количество допустимых попаданий на единицу площади сравнимо с аналогичным показателем стальной брони, и высокая ремонтпригодность, позволяющая производить быстрое и простое устранение боевых повреждений [3, 4]. Однако необходимо учитывать, что керамические бронеэлементы имеют существенный разброс свойств и намного дороже металлических. Отмеченное обстоятельство определило задачу создания гибридного бронеэлемента из металла.

В результате выполненных исследований обоснован облик гибридного материала стойкого к ударным воздействиям, состоящего из не менее двух слоев. При этом каждый слой состоит из множества стальных элементов высокой твердости (60...62 HRC) с основанием в форме квадрата или правильного шестиугольника, уложенных в виде мозаики в ячейки металлической пластины (рисунок 2а). Для обеспечения сплошной защиты каждый последующий слой смещен в плоскости относительно предыдущего на заданную величину (рисунок 2б). Размер стальных

элементов в плоскости слоя по диагонали составляет не менее 2 характерных размеров (калибров) поражающего элемента, зазор между соседними элементами в слое не превышает 1 характерного размера (калибра) поражающего элемента. Расположение слоев со смещением в плоскости относительно друг друга позволяет перекрыть стыки между элементами одного слоя элементами другого слоя. Призматическая форма элементов позволяет их укладывать в слой с минимальными боковыми зазорами. В работе [2] отмечено, что использование призматических шестигранных элементов требует обеспечения равного зазора между элементами. Данное требование может быть удовлетворено в результате применения технологии лазерной резки. Особенность реализованного способа производства мозаичных материалов состоит в том, что стальные элементы устанавливают в пластичной металлической пластине с натягом. Реализация данного подхода способствует формированию сжимающих остаточных напряжений, в результате чего увеличивается количество энергии, требуемой для разрушения стального элемента.



Рисунок 2 – Отдельный слой (а) и комплект пластин для формирования гибридного материала (б)

В результате выполненных исследований определены технологические режимы лазерной обработки, обеспечившие создание экспериментального образца гибридного материала, стойкого к ударным воздействиям. Конструктивно образец состоит из лицевого слоя (дюралюминий), двух расположенных со смещением слоев со стальными элементами (рисунок 2б) и тыльного слоя (титановый сплав). Площадь образца 1,96 дм<sup>2</sup>, масса 1740 гр. Данный образец был подвергнут воздействию 3 поражающих элементов массой 7,7 гр. с энергией 2224 Дж. На рисунке 3 представлены лицевая (рисунок 3а) и тыльная (рисунок 3б) стороны образца. В результате воздействия в образце зафиксировано одно пробитие третьим элементом, что может быть обусловлено разрушением внутренней структуры при воздействии первого и второго элементов.



Рисунок 3 – Результат воздействия поражающих элементов на экспериментальный образец

Таким образом, в результате теоретических и экспериментальных исследований разработана конструкция и технология создания дискретного ударопрочного материала на металлической основе. Установлено, что требуемую стойкость к ударным воздействиям можно обеспечить посредством выбора материала

элементов, числа и расположения слоев гибридного материала. Разработанная технология может быть использована при создании гибридных материалов с элементами из керамики и твердых сплавов.

**ЛИТЕРАТУРА**

1. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В.А. Григорян [и др.]. Под ред В.А. Григоряна. – М.: Изд. РадиоСофт, 2008. - 406 с.
2. Легкие защитные структуры / И.А. Беспалов [и др.]. – М.: Изд. РадиоСофт, 2017. - 368 с.
3. Романовский, В.С. Сравнительный анализ существующих материалов из защитных структур и технико-экономическая оценка конструкции бронезащиты / В.С. Романовский, К.В. Мелихов, Н.Д. Изергин // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2022. – Вып. 6. – С. 87 – 97. DOI: 10.24412/2071-6168-2022-6-87-97
4. Понькин, А.В. Оценка возможности использования в конструкции бронезилов металлических бронезащитных элементов мозаичной конструкции / А.В. Понькин, П.В. Кочнев // Вестник ЮУрГУ. –2010. – № 9. – С. 16 – 20
5. Fejdys M., Kosla K., Kucharska-JastrzqbekA., tandwijt M.. Hybride Composite Armour Systems with Advanced Ceramics and Ultra-High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) Fibres / FIBRES & TEXTILES in Eastern Europe 2016; 24,3(117): P. 79-89. DOI: 10.5604/12303666.1196616
6. Келина, И.Ю. Ударопрочная керамика на основе карбида кремния / И.Ю. Келина [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. – 2010. – № 1 – 2. – С. 17 – 24.
7. Крюков, Д. Б. Исследование влияния конфигурации упрочняющих элементов на прочностные свойства моделей композиционных материалов системы титан-алюминий / Д. Б. Крюков. А. В. Прыщак, М. С. Гуськов // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2014. – № 4 (32). – С. 112-119.

**МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРУЕМЫЙ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ  
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУР  
Cu/ZrO<sub>2</sub> И Cu/TiO<sub>2</sub>**

**Григорьева Т.Ф.<sup>1</sup>, Лецко А.И.<sup>2</sup>, Талако Т.Л.<sup>3</sup>, Девяткина Е.Т.<sup>1</sup>,  
Восмериков С.В.<sup>1</sup>, Цыбуля С.В.<sup>4</sup>, Витязь П.А.<sup>5</sup>, Ляхов Н.З.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия

<sup>2</sup>Институт порошковой металлургии НАНБ, г. Минск, Республика Беларусь

<sup>3</sup>Отделение физико-технических наук НАНБ, г. Минск, Республика Беларусь

<sup>4</sup>Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, г. Новосибирск, Россия

<sup>5</sup>Объединенный институт машиностроения НАНБ, г. Минск, Республика Беларусь  
grig@solid.nsc.ru

Медные сплавы обладают высокой электро- и теплопроводностью и широко используются в различных отраслях электротехнической промышленности, однако такие сплавы имеют низкую механическую прочность, которая еще больше уменьшается при повышении температуры. Для увеличения стойкости материалов к высокотемпературной ползучести в качестве упрочнителей используются керамические частицы, главным образом термодинамически устойчивые оксиды. Основной проблемой в этих системах является низкая смачиваемость оксидов металлами. Второй проблемой при дисперсном упрочнении является обеспечение равномерности распределения высокодисперсных керамических частиц в металлической матрице. Решение этих двух проблем возможно, если осуществлять формирование высокодисперсного оксида непосредственно в металлической матрице.

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) является эффективным энерго- и ресурсосберегающим методом получения композиционных материалов.

Целью этой работы было изучение возможности получения композитов медь/оксид циркония и медь/оксид титана, в которых содержание оксидов можно было бы варьировать в широком интервале концентраций, методом механически активируемого самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (МА СВС).

В работе использовали оксид меди CuO (чда), цирконий М-41 и титан марки ПТОМ. Механическую активацию (МА) проводили в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице АГО-2 с водяным охлаждением (скорость вращения барабанов вокруг общей оси ~1000 об/мин). Активированные смеси прессовали при давлении 4–6 т. СВС осуществляли в атмосфере аргона, образец поджигали вольфрамовой спиралью, нагреваемой электрическим током.

Рентгендифракционные исследования проводили с помощью дифрактометра URD-63 с использованием CuK<sub>α</sub> излучения (λ = 1.5418 Å).

Для исследования структуры полученных образцов использовали сканирующей электронный микроскоп (СЭМ) высокого разрешения MIRA\TESCAN с приставкой для микрорентгеновского спектрального анализа (МРСА).

ИК спектры поглощения регистрировали на спектрометре IFS-66.

**Cu–ZrO<sub>2</sub>**

После 30 с МА в смеси 2CuO+Zr идет реакция восстановления оксида меди цирконием, которая, благодаря достаточно высокому экзотермическому эффекту (ΔH ≈ –188 ккал/моль), может реализовываться в условиях механической активации. Первоначально в качестве прекурсора СВС использовался механокомпозит CuO/Zr, полученный при 20 с МА смеси стехиометрического состава. Процесс СВС в этой системе протекает в режиме теплового взрыва. Для того, чтобы снизить скорость и температуру реакции, в качестве восстанавливающего оксид агента был использован механокомпозит, полученный путём механической активации смеси Cu+20 мас.% Zr в течение 20 мин. Рентгенографические исследования показали, что дифракционные отражения меди не изменили своего положения в процессе МА, поэтому можно

считать, что цирконий не растворился в решетке меди, т. е. получен механокомпозит Cu/Zr, а не твёрдый раствор. Это подтверждается результатами СЭМ (рис. 1).

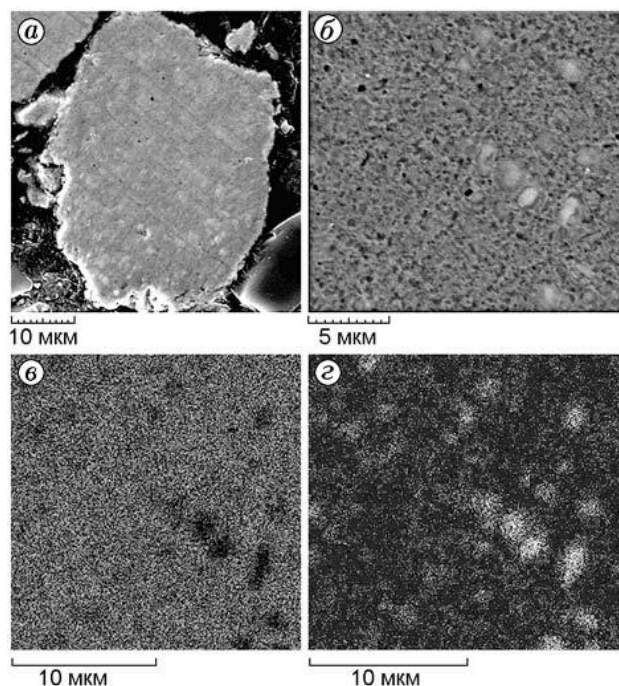


Рисунок 1 – СЭМ-изображения образца Cu+20 % Zr после МА в течение 20 мин: общий вид (а); изображение в обратно рассеянных электронах (б); изображения в характеристических излучениях меди (в) и циркония (г)

Рентгенографические исследования продукта совместной активации смеси CuO+механокомпозит Cu/20 % Zr (состав смеси взят в расчёте на стехиометрическое соотношение оксида меди и циркония) в течение 4 мин показывают, что дифракционные отражения оксида меди сохраняются, хотя и значительно уширяются (рис. 2). Отражения оксида циркония не наблюдаются, т.е. механохимическое восстановление оксида меди за указанный промежуток времени не происходит.

Полученный механокомпозит был использован для восстановления оксида меди. Механокомпозит CuO/Cu/Zr, полученный путем совместной активации смеси CuO с механокомпозитом Cu/20 % Zr в течение 4 мин, был использован в качестве прекурсора для СВС, что меняет механизм СВС от взрывного взаимодействия между реагентами к фронтальному горению со скоростью  $\approx 2$  мм/с, при этом скорость подъема температуры составляла  $\sim 730$  °/с, температура горения – 1044 °С. На термограмме (рис. 3) присутствуют две изотермические площадки. Первая фиксируется при достижении температурного максимума, и, наиболее вероятно, свидетельствует о протекании процессов плавления и формирования композиционных частиц. Вторая, при температуре 580–590 °С, отвечает за пост-процессы в зоне догорания.

Рентгенофазовый анализ показал, что продукт МА СВС состоит из меди и оксида циркония с примесью<sup>1</sup> Cu<sub>2</sub>O. Сохранение композиционной структуры подтверждает электронная микроскопия и данные микрорентгеноспектрального анализа.

<sup>1</sup> Судя по дифрактограмме, это не примесь, а полноценный компонент(диоксида циркония значительно меньше)



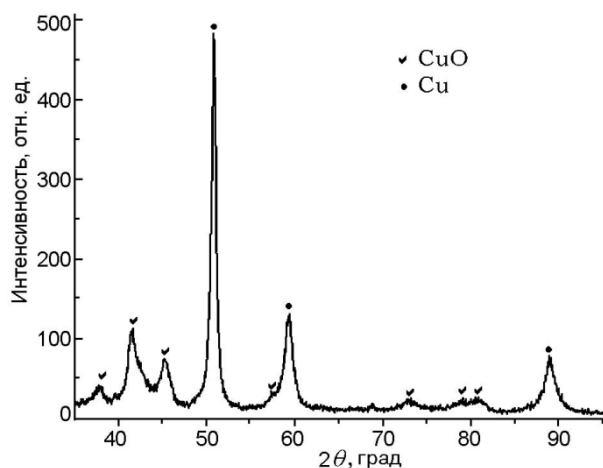


Рисунок 2 – Дифрактограмма образца CuO+Cu/Zr после 4 мин МА

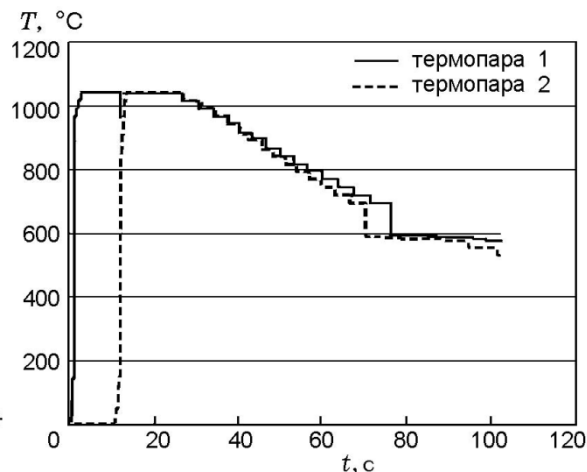


Рисунок 3 – Термограмма процесса СВС из механокомпозита CuO/Cu/Zr

### Cu–TiO<sub>2</sub>

В системе 2CuO+Ti была проведена предварительная МА в течение 30 с с формированием механокомпозита CuO/Ti. Как и в системе с цирконием, процесс СВС из такого механокомпозита протекает с очень большой скоростью, с высокой температурой в волне горения и с разбросом вещества. Для того, чтобы снизить температуру и скорость горения, в качестве восстанавливающего агента был использован механокомпозит Cu/20 мас.% Ti, полученный при 10 мин МА. Формирование композитной структуры подтверждается данными рентгенографического и электронномикроскопического исследований.

Смесь оксида меди и механокомпозита Cu/20 мас.% Ti (состав рассчитан на стехиометрическое соотношение титана и оксида меди для его полного восстановления) подвергали активации в течение 4 мин, в результате чего был сформирован механокомпозит CuO/Cu/Ti. Процесс СВС из такого механокомпозита идёт в режиме стационарного горения со скоростью свыше 20 мм/с. Температура горения составила ~2000 °С. ИК-спектроскопические и дифракционные исследования свидетельствуют об образовании фаз рутила и меди в продукте горения. Электронномикроскопическая съёмка в обратно рассеянных электронах свидетельствует о том, что частицы оксида титана микронных размеров окружены медью.

Таким образом, проведённые исследования показали, что механохимически можно восстановить оксид меди цирконием с образованием оксида циркония и меди, однако реакция идёт в режиме СВС с большой скоростью и с выделением большого количества тепла. Для получения композита Cu/ZrO<sub>2</sub> более перспективным является использование механокомпозита Cu/Zr (20 мин МА) в качестве восстановителя и в качестве прекурсора процесса МА СВС композита CuO/Cu/Zr.

Процесс СВС композита Cu/TiO<sub>2</sub> из механокомпозита CuO/Ti (30 с МА) протекает с очень большой скоростью, с высокой температурой в волне горения и с разбросом вещества. Поэтому в качестве восстановителя предложен механокомпозит Cu/20 мас.% Ti, полученный при МА в течение 10 мин. В качестве прекурсора процесса МА СВС был использован композит CuO/Cu/Ti.

**Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (Рег. № 121032500062-4).**

**ВЛИЯНИЕ ГЛУБИНЫ ЗОНЫ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛА  
ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ НА ЕГО  
НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ**

**Веремейчик А.И., Нерода М.В., Холодарь Б.Г.**

*Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь*

*E-mail: vai\_mrtm@bstu.by*

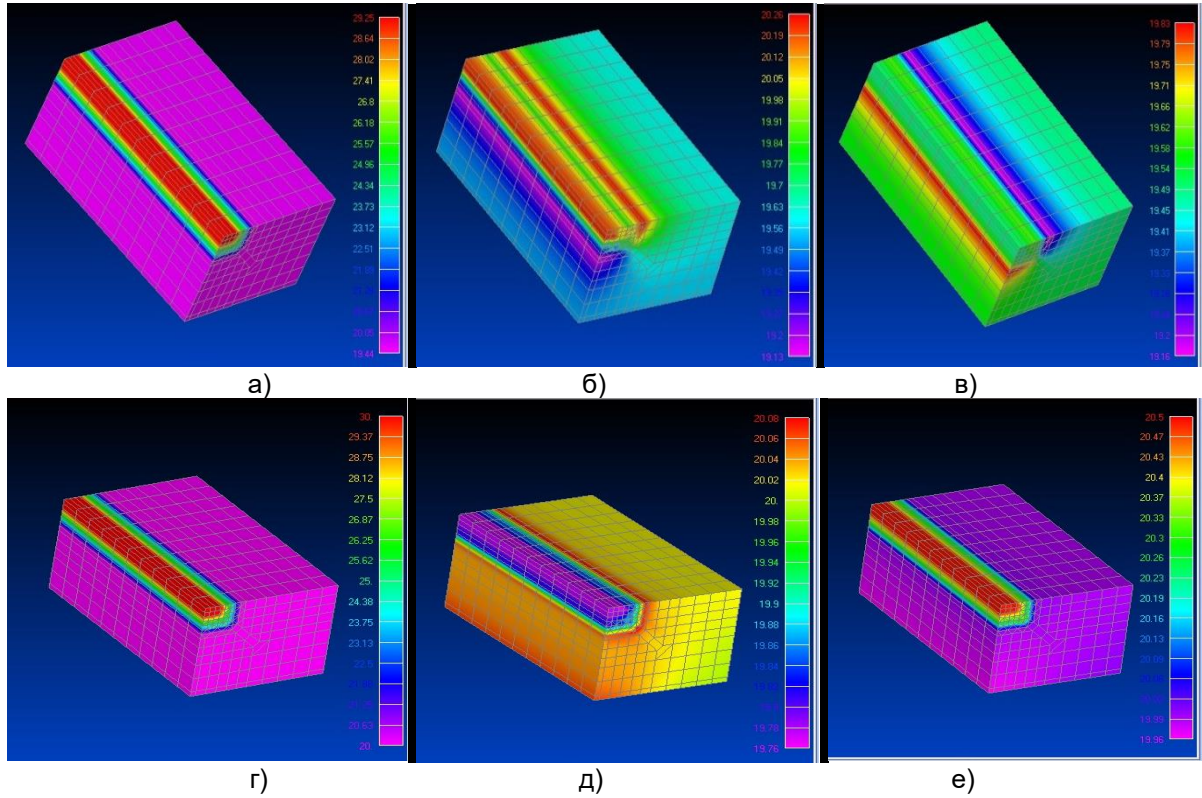
При поверхностном воздействии на детали высокоэнергетической струей структура материала в значительной степени изменяется, образуя приповерхностную зону целевого воздействия и окружающую ее зону термического влияния. Локальность и объемная неравномерность распределения температуры в этих зонах вызывает значительные изменения механических характеристик материала, в частности, модулей упругости, пределов текучести и временной прочности, коэффициентов Пуассона. Вопрос этот относится к числу недостаточно исследованных, поэтому возникает закономерный вопрос об оценке влияния этих изменений на напряженно-деформированное состояние (НДС) материала при типичных видах нагружения детали, например, продольном растяжении вдоль образовавшейся дорожки воздействия.

В [1] рассматривались случаи дорожек различной, но неизменной по размерам формы сечения, при наличии одной или нескольких дорожек с варьированием расстояния между ними. Показано распределение в объеме материала эквивалентных по Мизесу  $\sigma_i$  и продольных растягивающих напряжений  $\sigma_z$ , а также определены коэффициенты концентрации продольных напряжений в зависимости от предполагаемых соотношений между модулями упругости и коэффициентами Пуассона основного материала, зон поверхностного воздействия и промежуточной зоны термического влияния в стационарных условиях после охлаждения детали. В настоящей работе в таком же ключе проведено рассмотрение вопроса о роли глубины обработанной зоны для одиночной дорожки. В связи с геометрической симметрией задачи рассматривалась вырезанная четверть объема исходного образца. Схема разбиения на конечные элементы видна на рисунке 1.

Верхний левый угол занимает зона прямого воздействия (ядро), варьируемая по глубине за счет снятия соответствующего поверхностного слоя. Размеры образца сечения образца составляют 2.6×2.0 мм, длина 4.4 мм, исходная площадь ядра 0.4×0.4 мм. Общая площадь сечения и толщина промежуточного слоя (0.2 мм) при этом остается неизменной. Нагружение задавалось путем перемещения переднего торца на 0.0044 мм, что в исходном материале вызывает продольные напряжения  $\sigma_z=200$  МПа. При варьированиями значений модуля упругости и коэффициента Пуассона для промежуточного слоя приняты средние значения сравнительно с величинами прилегающих зон. Правая боковая грань была незакрепленной ( $U_x \neq 0$  – свободная деформация) или закрепленной ( $U_x = 0$  – стесненная деформация). Индексы “*bas*”, “*int*”, “*pr*” соответствуют исходному (базовому) материалу, промежуточной и обработанной зонам.

На рисунке 1 показано распределение эквивалентных напряжений  $\sigma_i$  для толщин ядра  $h=0.3$  мм и  $h=0.1$  мм.

$h=0.3$  мм



$h=0.1$  мм

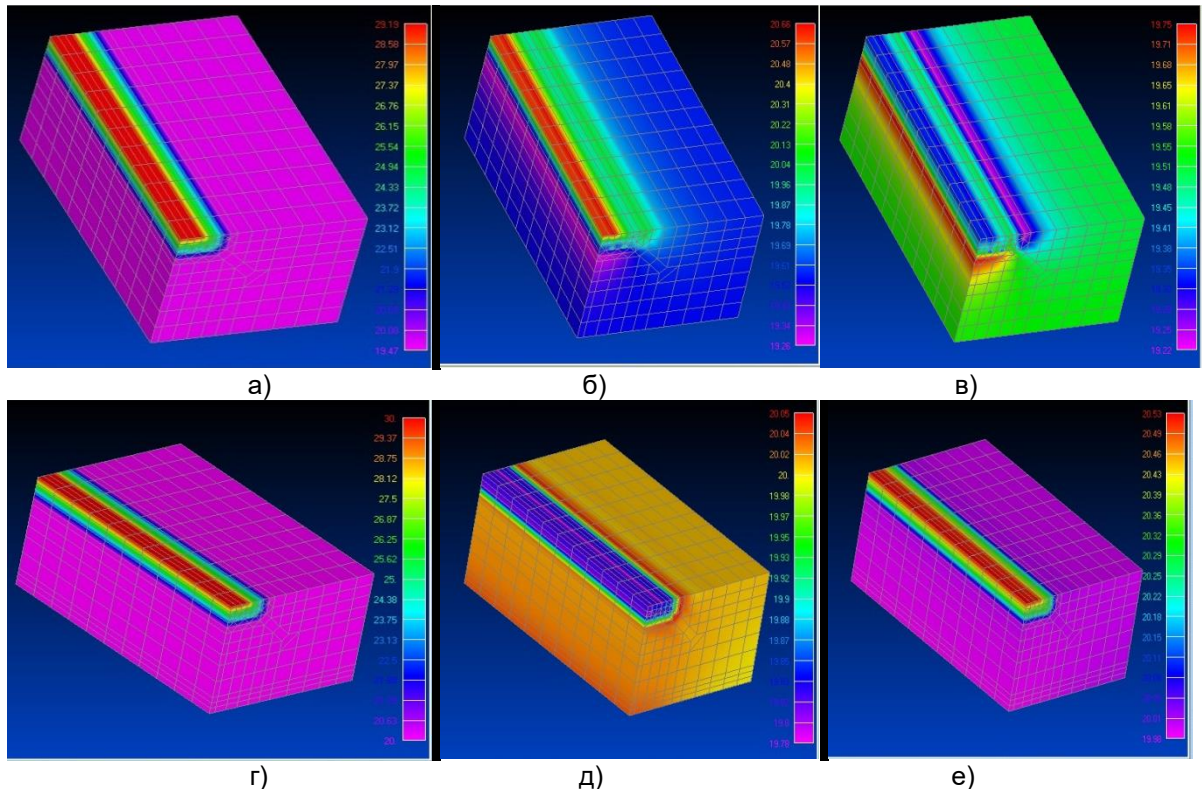


Рисунок 1 – Распределение эквивалентных напряжений по критерию Мизеса  $\sigma_i$  при свободной (а–в) и закрепленной (г–е) правой грани

а, г)  $E_{bas}=200$  ГПа,  $E_{int}=250$  ГПа,  $E_p=300$  ГПа,  $\mu_{bas}=0.3$ ,  $\mu_{int}=0.3$ ,  $\mu_{pr}=0.3$   
 б, д)  $E_{bas}=200$  ГПа,  $E_{int}=200$  ГПа,  $E_p=200$  ГПа,  $\mu_{bas}=0.3$ ,  $\mu_{int}=0.36$ ,  $\mu_{pr}=0.42$   
 в, е)  $E_{bas}=200$  ГПа,  $E_{int}=200$  ГПа,  $E_p=200$  ГПа,  $\mu_{bas}=0.3$ ,  $\mu_{int}=0.24$ ,  $\mu_{pr}=0.21$

Из рисунка 1 видно, что максимальные напряжения могут возникать во всех трех зонах материала. Изменение модуля упругости зоны ядра  $E_{pr}$  ведет к пропорциональному изменению максимальных напряжений.

На рисунках 2, 3 показаны графики коэффициентов концентрации продольных напряжений  $K_z = \sigma_z / \sigma_{bas}$  при варьировании модуля упругости и коэффициента Пуассона для различных толщин ядра.

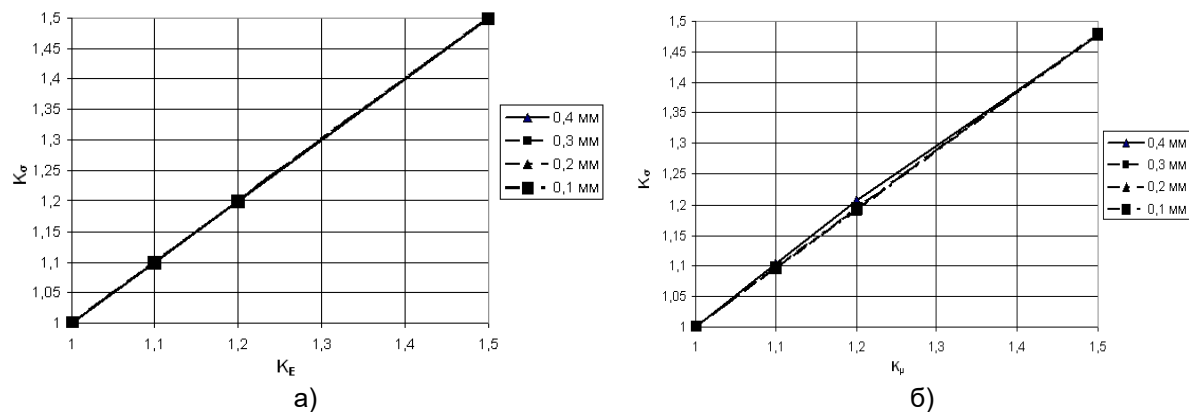


Рисунок 2 – Влияние модуля упругости на продольные напряжения,  $K_E = E_{pr} / E_{bas}$ ,  $K_\mu = \mu_{pr} / \mu_{bas}$

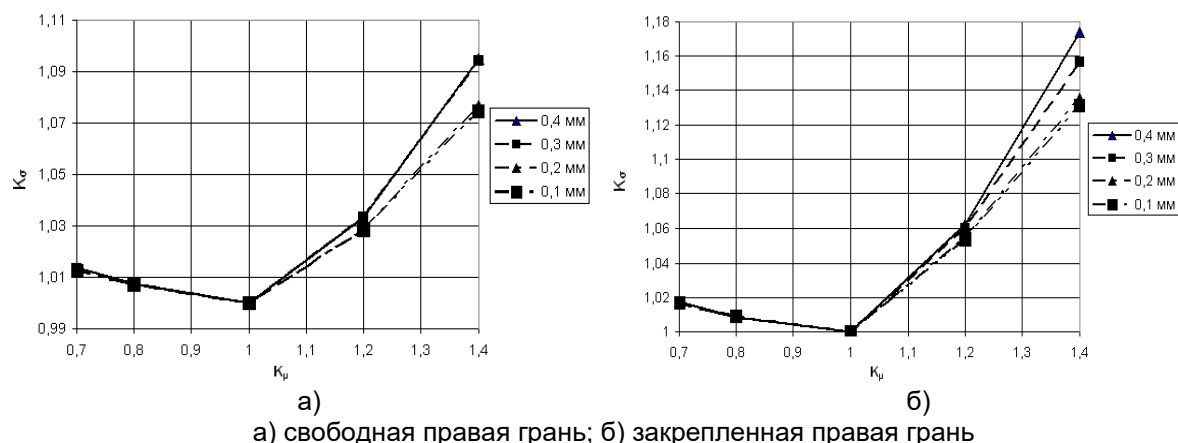


Рисунок 3 – Влияние коэффициента Пуассона на продольные напряжения,  $K_E = E_{pr} / E_{bas}$ ,  $K_\mu = \mu_{pr} / \mu_{bas}$

Из графиков наглядно видно, что НДС зависит от глубины проникновения зон трансформированной структуры внутрь образца и от характера изменения основных механических характеристик материала, что естественно соответствует физическому смыслу рассматриваемого вопроса, а также от направления изменения этих величин в большую или меньшую сторону.

Анализ приведенных результатов подтверждает необходимость дальнейших исследований свойств материалов при наличии их обработки высокоэнергетическими струями в целях более точного прогнозирования работоспособности элементов конструкций.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Веремейчик, А. И. Конечно-элементное моделирование задачи о растяжении материала с зонами измененной структуры / А. И. Веремейчик, М. В. Нерода, Б. Г. Холодарь // Механика машин, механизмов и материалов. – 2022. – № 3 (60). – С. 77–84.

**ВОЗДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОФЛЮЕНСНОГО ИОННОГО Ar<sup>+</sup> ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ CrAlN****Константинов С.В.<sup>1</sup>, Комаров Ф.Ф.<sup>1</sup>, Wendler E.<sup>2</sup>**<sup>1</sup>Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко» БГУ, Минск, Беларусь, svkonstantinov@bsu.by<sup>2</sup>Friedrich-Schiller-Universität, Max-Wien-Platz 1, Jena D-07743, Germany

**Введение.** Разработка новых радиационно-стойких материалов для современных ядерных реакторов и космических аппаратов является актуальным направлением [1-2]. Наноструктурные материалы обладают высокой радиационной стойкостью за счет большой интегральной длины межфазных границ, работающих как эффективные стоки для радиационных дефектов [2-3]. Такие материалы и покрытия могут быть использованы в качестве защитных на оболочках ТВЭЛов, а также как барьерные для радиоэлектронной аппаратуры космических аппаратов.

Как было установлено в наших предыдущих исследованиях, покрытия TiAlN эффективно противостоят облучению ионами He<sup>+</sup> с энергией 500 кэВ до флюенса  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> [4]. Покрытия CrAlN рассматриваются как твердые термостойкие и износостойкие. В этой связи исследование радиационной стойкости наноструктурированных покрытий CrAlN, сформированных методами вакуумно-плазменного напыления является актуальным и перспективным.

**Материалы и методы исследования.** Покрытия CrAlN были сформированы методом сепарируемого вакуумно-дугового напыления на подложки из углерода и монокристаллического кремния Si(100). Облучение полученных покрытий CrAlN проводилось ионами Ar<sup>+</sup> с энергией 200 кэВ с флюенсами  $2,5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>,  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>,  $1 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> и  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> на ионной ускоритель ROMEО Йенского университета им. Фридриха Шиллера, Германия. Все облучения проводились при комнатной температуре. Элементный состав исходных и облученных покрытий CrAlN исследовался методом спектроскопии резерфордского обратного рассеяния (ROP) с использованием ионов He<sup>+</sup> с энергией 2,5 МэВ на ионном ускорителе JULIA Йенского университета им. Фридриха Шиллера, Германия. Угол обратного рассеяния 168°, разрешение детектора 15 кэВ. Полученные спектры аппроксимировали с помощью программ HEAD-6 и SIMNRA-6 для получения распределения элементов в покрытиях по глубине. Морфологию исходных и облученных образцов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с ускоряющим электроны напряжением 5 кВ на приборе FEI Helios 600i Dual-Beam FIB. Исследования методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) проводились с использованием оборудования NANOEDUCATOR II NT-MDT Spectrum Instruments. Механические свойства покрытий CrAlN оценивали методом наноиндентирования с использованием прибора Nano Hardness Tester (NHT2) (CSM Instruments, Швейцария). Использовался алмазный индентор Берковича с радиусом кривизны 20 нм при вершине. Измерения твердости проводились при нагрузке 50 мН.

**Результаты и их обсуждение.** Результаты ROP показывают следующий элементный состав исходного покрытия: 26 ат. % Cr, 24 ат. % Al, 50 ат. % N и отсутствие кислорода. Это означает практически стехиометрический состав высокого качества. Обнаружено, что облучение в указанных условиях приводит к распылению легких компонентов: азота и алюминия и легированию покрытий атомами аргона до концентрации  $8 \pm 1$  ат. % в узкой зоне вблизи глубины проективного пробега ионов  $R_p$ .

На рисунке 1 представлены СЭМ-изображения облученных образцов. Покрытия CrAlN, как и другие нитридные покрытия, сформированные методами физического осаждения из газовой фазы (PVD), состоят из кристаллических столбцов. Выявлено, что исходная морфология поверхности покрытий практически сохраняется вплоть до флюенса облучения  $2,5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> (рисунок 1 а). При флюенсе облучения  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> (рисунок 1 б) сохраняется однородная плоская поверхность. На образцах, облученных флюенсом  $1 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>, обнаруживаются наноразмерные блистеры (рисунок 1 в). При наибольшем флюенсе облучения  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> среди

наноразмерных блистеров присутствуют и микропузырьки, представленные в центре рисунка 1 г. Эти объекты были созданы имплантированными внутрь агломерированными атомами аргона. Когда давление внутри материала превышает предел прочности, происходит локальное разрушение блистера с выделением имплантированного газа.

На рисунке 2 представлено АСМ-изображение поверхности покрытия CrAlN в области границы исходной (а) и облученной (б) с флюенсом  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> частей. Видно, что исходный участок гладкий со средней шероховатостью  $R_a \approx 7 \pm 3$  нм. Облученная область представлена рядами микро- и наноблистеров с  $R_a \approx 24 \pm 3$  нм.

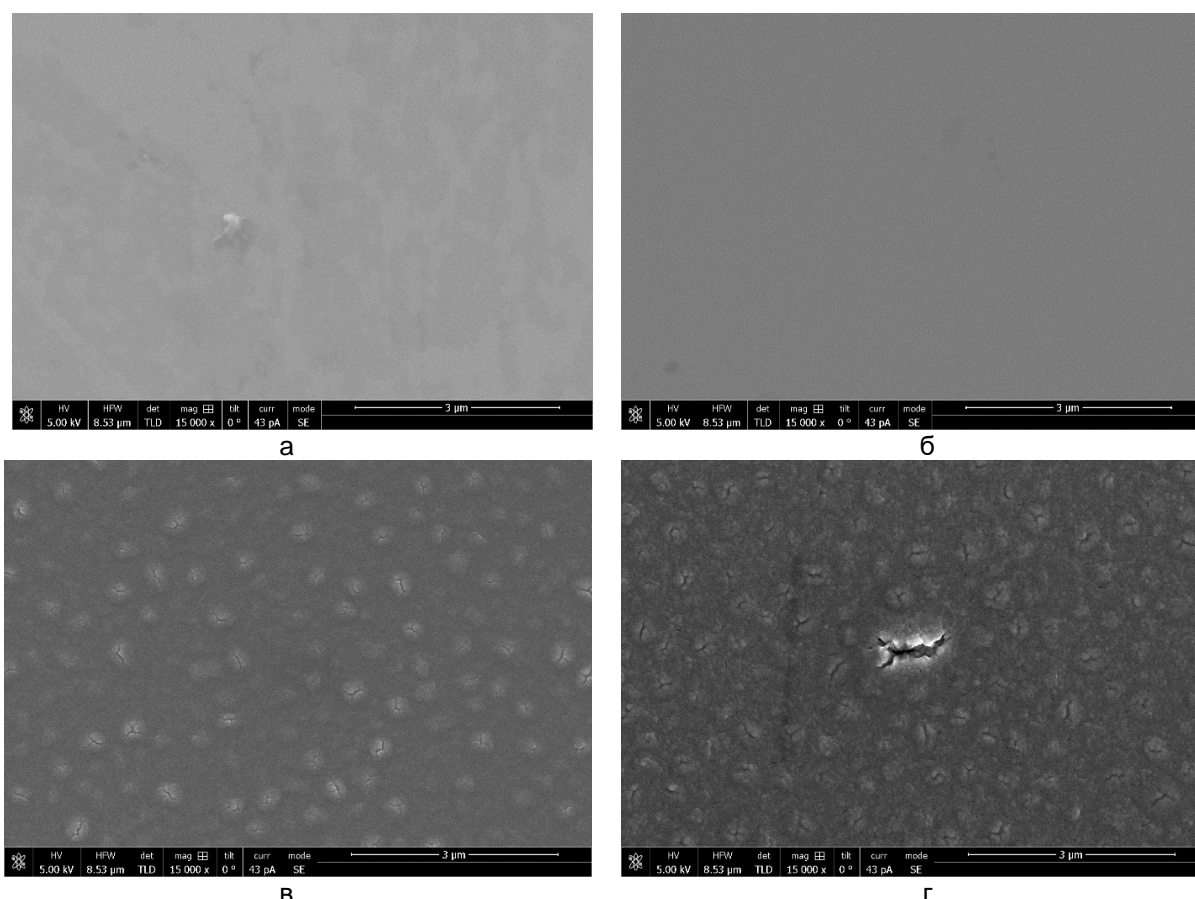


Рисунок 1 – СЭМ-изображения поверхностей покрытий CrAlN облученных ионами  $Ar^+$  с энергией 200 кэВ с различными флюенсами: а –  $2,5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>, б –  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>, в –  $1 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>, г –  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>

По результатам измерений микромеханических свойств было обнаружено, что исходное покрытие имеет твердость  $H = 25,4$  ГПа и модуль Юнга  $E = 247,1$  ГПа. Облучение с флюенсом  $2,5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> приводит к повышению твердости до  $H = 26,9$  ГПа и незначительному снижению модуля Юнга до  $E = 245,0$  ГПа. При этом наибольшая твердость измерена для покрытия, облученного флюенсом  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> –  $H = 28,1$  ГПа. Дальнейшее увеличение флюенса приводит к потере прочности покрытий CrAlN –  $H = 16,4$  ГПа при флюенсе  $1 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> и  $H = 14,3$  ГПа при флюенсе  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Эти эффекты наблюдаются ввиду радиационно-индуцированного образования дефектов и, следовательно, упрочнения. В диапазоне флюенсов  $1 \cdot 10^{17}$ - $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> имеет место эффект блистеринга с уменьшением плотности покрытий. Вышеупомянутое приводит к значительному снижению твердости.

Согласно полученным результатам, порог радиационной стойкости покрытий CrAlN, облученных ионами  $Ar^+$  с энергией 200 кэВ, составляет  $1 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>.

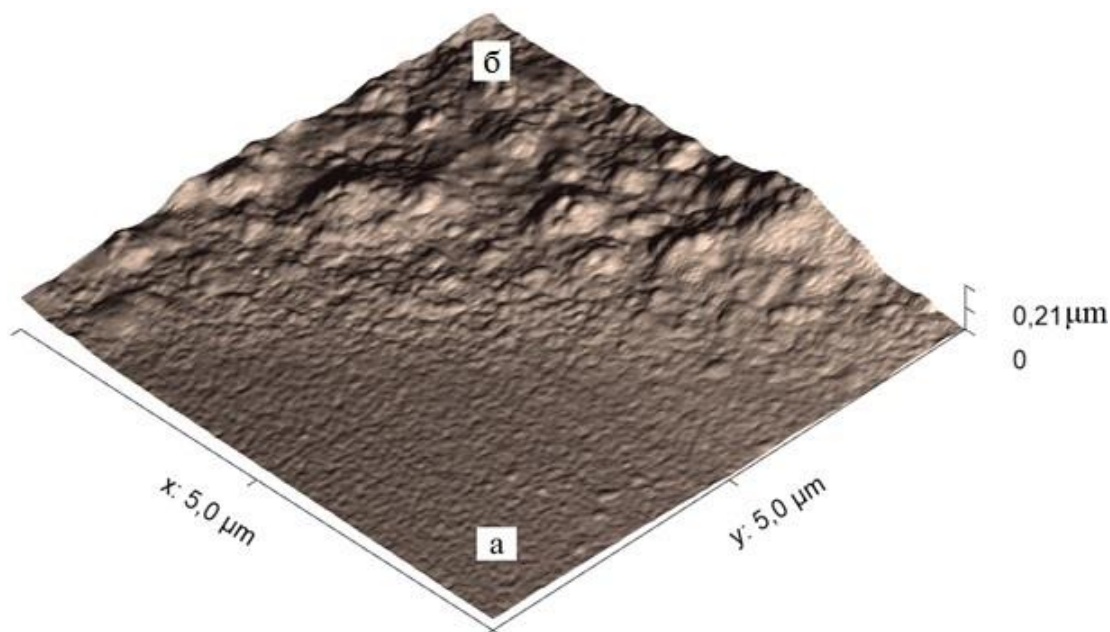


Рисунок 2 – АСМ-изображение поверхности покрытия CrAlN на границе исходного (а) и облученного (б) с флюенсом  $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> участков

**Заключение.** Таким образом, сформированы наноструктурированные покрытия CrAlN методом сепарируемого вакуумно-дугового напыления на подложках из углерода и монокристаллического кремния Si(100) хорошего качества, сплошные и без примеси кислорода. Обнаружено, что облучение ионами Ar<sup>+</sup> с энергией 200 кэВ с флюенсами  $2,5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> и  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> приводит к эффекту улучшения механических свойств. При флюенсах облучения  $1 \cdot 10^{17}$ - $2 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> происходит образование микро- и наноблистеров, что является порогом радиационной стойкости покрытий CrAlN.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Komarov F.F., Konstantinov S.V., Zaikov V.A., Pil'ko V.V. / Effects of Proton Irradiation on the Structural-Phase State of Nanostructured TiZrSiN Coatings and Their Mechanical Properties // Journal of Engineering Physics and Thermophysics. – 2021. – Vol. 94 (6). – P. 1609–1618.
2. Konstantinov S.V., Komarov F.F. / Effects of nitrogen selective sputtering and flaking of nanostructured coating TiN, TiAlN, TiAlYN, TiCrN, (TiHfZrVNb)N under helium ion irradiation // Acta Physica Polonica A. – 2019. – Vol. 136 (2). – P. 303–309.
3. Komarov F.F., Konstantinov S.V., Pogrebnyak A.D. / Effect of high-fluence ion irradiation on the structure and mechanical properties of coatings based on nanostructured nitrides of high-entropy alloys (Ti, Hf, Zr, V, Nb) // Doklady Natsional'noj Akademii Nauk Belarusi. – 2015. – Vol. 59 (5). – P. 24-30.
4. Konstantinov S.V., Komarov F.F., Pilko V.V., Kukareko V.A. / Wear resistance and radiation tolerance of He<sup>+</sup>-irradiated magnetron sputtered TiAlN coatings // High Temperature Material Processes. – 2014. – Vol. 18 (1–2). – P. 135–141.

**ВЛИЯНИЕ АТОМОВ ВОДОРОДА НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ Al/Cu  
БИКРИСТАЛЛОВ С  $(001)_{Al} // (001)_{\theta'}$  МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ ПРИ СДВИГЕ**

**Безбородова П.А., Красников В.С., Майер А.Е.**

*Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия  
ibragitova-polin@mail.ru*

Сплавы Al-Cu с интерметаллидными включениями интересны как для экспериментального, так и теоретического изучения, в том числе и исследованием влияния водорода [1]. Известно, что Al-Cu сплавы обладают высокой стойкостью к водородному охрупчиванию, однако и в их случае водород проникает в объем материала в процессе функционирования, приводя к снижению эксплуатационных характеристик сплава [2]

В данной работе методом молекулярной динамики изучено влияние атомов водорода на деформационное поведение Al/ $\theta'$  бикристаллов с  $(001)_{Al} // (001)_{\theta'}$  межфазной границей при сдвиге. В работе рассматривается возможный вклад межфазных границ в релаксацию напряжений при сверхвысоких деформациях, когда классические механизмы не успевают снимать напряжения. В зависимости от направления сдвига активируется либо проскальзывание вдоль межфазной границы с разориентировкой каждой части бикристалла, либо эмиссия дислокаций. Проскальзывание и поворот частей развиваются в алюминиевой матрице при сдвиге  $[100](001)_{Al}$ , соответствующий  $\epsilon_{xz}$  деформации, материал  $\theta'$  при этом остается неповрежденным (рис. 1). Введение водорода в систему приводит к существенному понижению величины критических напряжений от 6.4 до 4 ГПа. Это связано с более низкой стойкостью материала  $\theta'$  фазы к сдвигу [5]. Насыщенный водородом слой  $\theta'$  демонстрировал более аморфный характер пластической деформации. При сдвиге  $[100](010)_{Al}$  с  $\epsilon_{xy}$  деформацией происходит эмиссия дислокаций. Эмиссия дислокаций приводит к нарушению структуры сначала Al, а затем  $\theta'$  фазы. Пороговые напряжения процессов для системы без водорода составляют порядка 7.5 ГПа. Таким образом, выявленные высокие прочностные характеристики межфазной границы, делают целесообразным дальнейшее развитие исследования на слоистые композиты на основе алюминиевой матрицы и  $\theta'$  фазы. Установлено, системы с водородом демонстрировали большую чувствительность к понижению скорости деформации, снижение скорости деформации в 20 раз сопровождается снижением критических напряжений на 20%, в то время как для бикристаллов без водорода аналогичное снижение составляет 5%. Повышение температуры приводит к снижению критических напряжений со средним коэффициентом температурной чувствительности -4 Мпа/К.

Применимый в работе метод молекулярной динамики позволяет описывать деформацию в материале с экстремально высокими скоростями, превышающими  $10^8 \text{ с}^{-1}$ , которые в настоящее время редко реализуются экспериментально. Теоретических моделей, описывающих поведение материала при высоких скоростях деформации, которые могут реализовываться при интенсивных воздействиях (высокоскоростной удар, взрыв, интенсивное лазерное, электронное и ионное облучение) на сегодняшний день явно недостаточно.



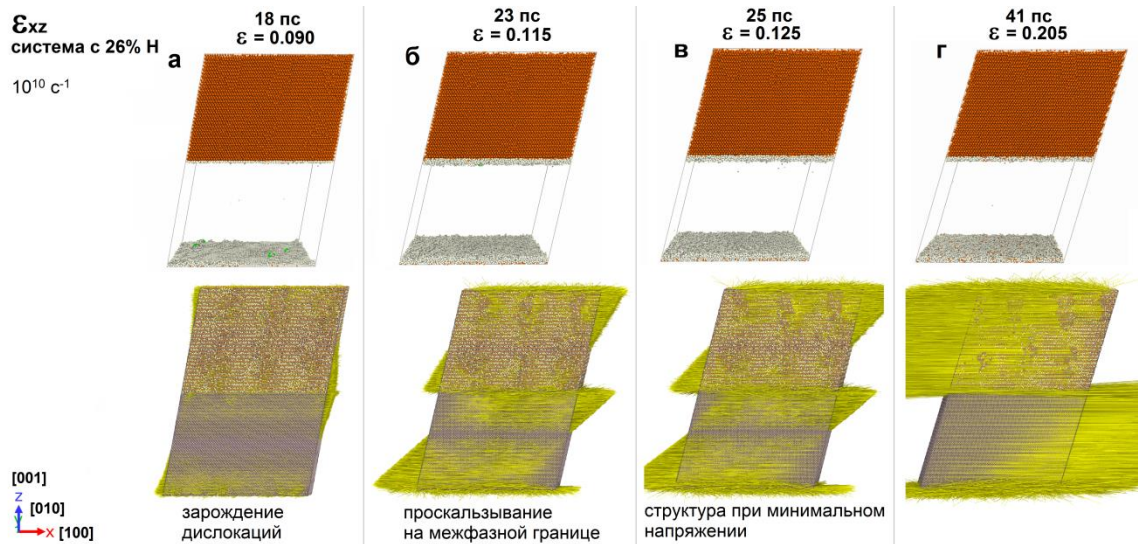


Рисунок 1 – Стадии развития пластической деформации в малом бикристалле:  $\epsilon_{xz}$  деформация. Система с водородом. Скорость деформации  $5 \cdot 10^8 \text{ c}^{-1}$ .

Полученные результаты атомистических расчетов являются одним из этапов построения модели поведения сплава, планируется дальнейшее их обобщение и использование на уровне континуального моделирования.

**Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках госзадания № 075-01493-23-00.**

[1] V.S. Krasnikov, et al., Int. J. Plast. 159, 103475 (2022).

[2] M. Safyari, et al., Mater. Sci. Eng. A. 799, 139850 (2021).

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С РАЗЛИЧНЫМ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ**

**Степухов Е.М.<sup>1</sup>, Галиева Э.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия*

<sup>2</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия  
galieva\_elvina\_v@mail.ru*

Работа посвящена исследованию влияния температуры сварки давлением на свойства и характер разрушения твердофазных соединений из жаропрочных деформируемых никелевых сплавов с различным типом упрочняющей фазы. Материалами для исследований были выбраны жаропрочный деформируемый никелевый сплав с упрочняющей  $\gamma''$  ( $\delta$ )-фазой  $Ni_3Nb$  стандартного химического состава согласно ТУ 14-1-50-45-91 ( $\gamma+\delta$ ) и жаропрочный деформируемый никелевый сплав с упрочняющей  $\gamma'$ -фазой  $Ni_3(Al,Ti)$  стандартного химического состава ГОСТ 5632-2014 ( $\gamma+\gamma'$ ). Эксперименты по сварке давлением в условиях сверхпластичности выполнялись на образцах цилиндрической формы. Сварку давлением проводили при температурах 850, 900 и 925°C. Прочность твердофазного соединения при комнатной температуре оценивалась в сравнении с менее жаропрочным никелевым сплавом.

В результате исследований зоны твердофазного соединения, в сварных образцах, полученных сваркой давлением при различных температурах, было установлено следующее. Температуры сварки давлением (850-925°C) являются низкими для интенсивного развития диффузии, что обуславливает формирование узкой зоны диффузионного взаимодействия между сплавами, ширина которой составляет 2-8 мкм. Чем выше температура сварки, тем шире диффузионная зона. Прочность сварных образцов при комнатной температуре составила 910-1170 МПа.

Проведен фрактографический анализ изломов сварных соединений. Исследование показало, что вид поверхности излома разрушенных всех сварных образцов, существенно не отличается. На поверхности разрушения выявляются отдельные глубокие вторичные трещины вытянутой или неправильной формы, вероятно, образованные вблизи карбидных частиц. Внутри мелких зерен наблюдается микрорельеф в виде округлых ямок равноосной формы, расположенных перпендикулярно к поверхности излома, параметры которых сопоставимы с размером внутризеренных частиц  $\gamma'$ -фазы размером 0,1-0,2 мкм. Выявляются элементы вязкого разрушения, характеризующегося наличием микрорельефа в виде ямок и гребней. При этом внутри зерен  $\gamma$ -фазы присутствуют прочные когерентные выделения  $\gamma'$ -фазы, которые, вероятно, затрудняют пластическую деформацию более прочного сплава и при сварке давлением. Указанные когерентные частицы  $\gamma'$ -фазы внедряются в сплав, который сверхпластически деформируется, поэтому после разрушения на изломе менее твердого сплава выявляются углубления - «отпечатки»  $\gamma'$ -фазы.

**Работа выполнена при финансовой поддержке Стипендии Президента РФ молодым ученым и аспирантам СП-4002.2022.1.**

## ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79

Галиева Э.В., Валитов В.А., Классман Е.Ю.

ИПЦМ РАН, г. Уфа, Россия,

galieva\_elvina\_v@mail.ru

Данная работа посвящена получению качественного твердофазного соединения между разноименными деформируемыми жаропрочными сплавами на никелевой основе ЭП975 и ЭК79 сваркой давлением в условиях сверхпластичности. Также в работе рассмотрено влияние термической обработки на структуру и свойства твердофазного соединения в сочетании никелевых сплавов ЭК79 и ЭП975.

Материалами для исследований были выбраны жаропрочные никелевые сплавы ЭК79 и ЭП975 с исходной мелкозернистой структурой. Средний размер зерен в сплаве ЭП975:  $\gamma$ -фазы  $8,0 \pm 0,9$  мкм и  $\gamma'$ -фазы  $3,3 \pm 0,3$  мкм (доля «крупных» частиц  $\gamma'$ -фазы  $V_{\gamma'} = 28\%$ ), а внутри зерен  $\gamma$ -фазы выделены дисперсные ( $0,4$  мкм) частицы  $\gamma'$ -фазы. В сплаве ЭК79 средний размер зерен  $\gamma$  и  $\gamma'$ -фаз  $d_{\gamma} = 9,4 \pm 0,8$  и  $d_{\gamma'} = 2,7 \pm 0,3$  мкм, соответственно (доля «крупных» частиц  $\gamma'$ -фазы  $V_{\gamma'} = 15\%$ ). Сварку давлением проводили при температуре  $1100^{\circ}\text{C}$ . Термическая обработка включала закалку с температуры  $1130^{\circ}\text{C}$  и последующее двухступенчатое старение. После сварки давлением структура обоих сплавов сохранилась мелкозернистой (Рис. 1а). После термической обработки (Рис. 1б) в сплаве ЭП975 сохраняется мелкозернистая структура, а в сплаве ЭК79 произошло укрупнение ( $\geq 10$  раз) среднего размера зерен  $\gamma$ -фазы с одновременным растворением относительно крупных частиц  $\gamma'$ -фазы и их выделением в теле зерен  $\gamma$ -фазы в виде мелких дисперсных частиц.

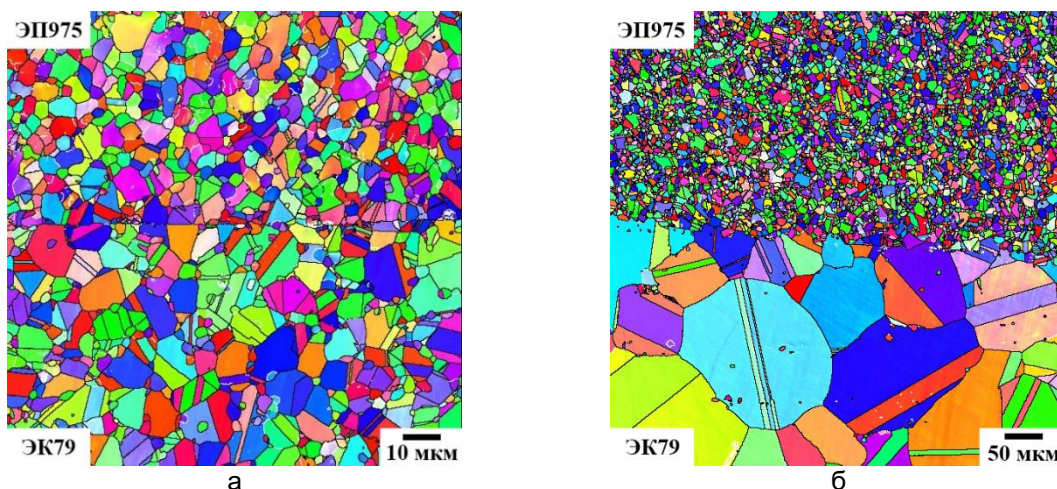


Рисунок 1 – Микроструктура зоны твердофазного соединения: а – после сварки давлением, б – после сварки давлением и термической обработки.

Энергодисперсионный анализ зоны соединения показал, что происходит диффузия W и Al из сплава ЭП975 в сплав ЭК79 и наоборот диффузия Cr. Ширина диффузионной зоны, после сварки давлением составила 20 мкм. Термическая обработка активизирует диффузию Mo и Nb из сплава ЭК79 в сплав ЭП975. Ширина диффузионной зоны увеличивается до 35 мкм.

**Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 22-79-00271.**

## **КРИТИЧЕСКОЕ ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО КОРРОЗИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

**Линдеров М.Л., Данилов В.А., Мерсон Д.Л.**

*Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия*

*E-mail: dartvi@gmail.com*

### **1. Введение**

Одной из перспективных областей использования магниевых сплавов является имплантология временных металлических конструкций [1]. Магний в данной области обладает уникальным сочетанием свойств: биосовместимость с человеческим организмом, механические свойства максимально приближенные к костным тканям и возможность постепенно растворяться (резорбировать) в нем не нанося вреда, что позволяет исключить повторную травмирующую операцию по извлечению имплантата. Важным аспектом, требующим особого внимания, для использования сплавов в столь ответственной области, является реализация скорости коррозии (резорбции), сопоставимой со скоростью нарастания костной ткани. В связи с этим требуется полное понимание механизмов коррозионной повреждаемости магниевых сплавов, и их влияния на усталостную долговечность. Исторически исследователи занимались вопросами повышения коррозионной стойкости магниевых сплавов, а не регулирования скорости протекания коррозионных процессов. Поэтому в литературе практически отсутствуют работы, посвященные этому вопросу, а также связи коррозионных процессов с усталостной долговечностью. Представленная работа призвана частично восполнить указанный пробел, для чего в ней проводится анализ влияния предварительной выдержки в коррозионной среде физиологического раствора на предел выносливости при циклическом нагружении.

### **2. Материалы и методы исследования**

Образцы для испытания изготавливались из прутков коммерческого сплава МА14, полученных экструзией. Детальный микроструктурный анализ и физико-механические свойства исследуемого прутка изучались в работе [2]. Для усталостных испытаний были выбраны корсетные образцы с сечением  $2 \times 2$  мм<sup>2</sup>, которые вырезались с использованием электроискровой эрозии. Предварительно образцы выдерживались в коррозионной среде 0,9% NaCl при температуре  $37 \pm 1^\circ\text{C}$  с поддержанием pH не выше 7,4 за счет замены коррозионного раствора. Испытания на усталость проводились на электромеханической испытательной машине Instron Electropuls E1000 при симметричном цикле нагружения с постоянной амплитудой и частотой 80 Гц. Исследование изломов проводилось на лазерном конфокальном микроскопе Olympus LEXT OLS4000.

### **3. Результаты и обсуждение**

Предел выносливости исследуемого магниевых сплава МА14 при испытании на воздухе составил 130 МПа, что для данного материала является достаточно типичной характеристикой [3]. Однако предварительная выдержка в среде физиологического раствора приводит к катастрофическому снижению предела выносливости, так при выдержке в течение всего 50 минут предел выносливости на базе  $1 \times 10^7$  циклов падает со 130 МПа до 120 МПа, а при выдержке длительностью 24 часа уже до 55 МПа (рис. 1).

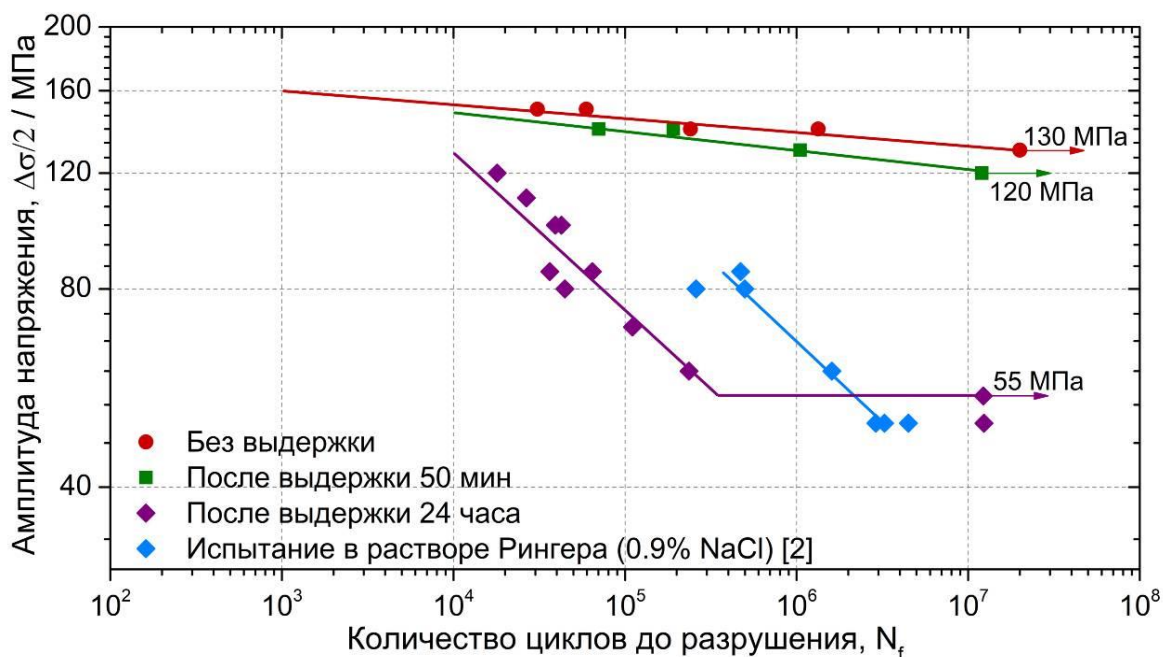


Рисунок 1 – Кривая Веллера для сплава МА14, испытанного на воздухе и на воздухе после предварительной выдержки в коррозионной среде 0,9% NaCl в течение 50 минут и 24 часов, а также данные по усталостным испытаниям образцов аналогичного сплава в растворе Рингера (0,9% NaCl) из работы [2].

Одной из основных причин такого падения долговечности можно считать образовавшиеся в процессе коррозионного повреждения поверхности образца питтинги, которые являются инициаторами зарождения усталостных трещин. Это хорошо заметно на изломах: с увеличением времени предварительной выдержки образцов в коррозионной среде общая доля язв значительно возрастает (рис. 2).

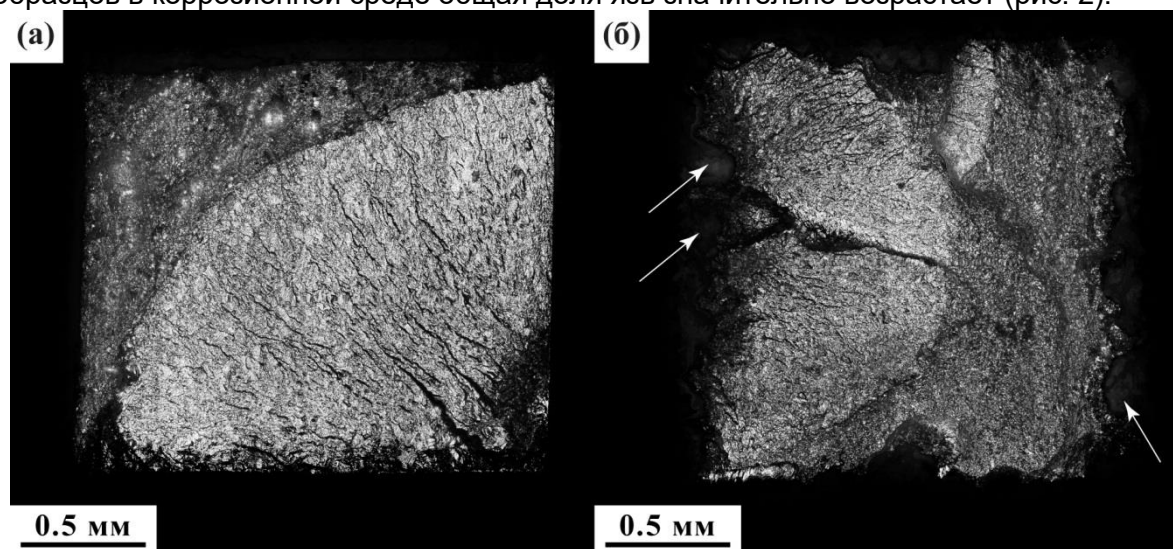


Рисунок 2 – Типичный вид изломов, после выдержки образцов в коррозионной среде 0,9% NaCl в течение (а) 50 минут, испытание с амплитудой нагружения 140МПа и (б) 24 часа, испытание с амплитудой нагружения 120МПа (отдельные язвы обозначены стрелками).

Сопоставление данных результатов с результатами ранее проведенных усталостных испытаний на образцах аналогичного прутка из сплава МА14 в растворе Рингера (0,9% NaCl) [2], показывает (рис. 1), что при коррозионно-усталостных испытаниях магниевого сплава МА14 падение предела выносливости определяется, главным образом, временем нахождения в коррозионной среде, при этом не столь

важно каким образом это время набрано: при предварительном выдерживании или непосредственно при испытании.

#### **4. Заключение**

Оценка влияние коррозионных язв на общую долговечность работы магниевых сплавов является важным составляющим для построения корректных моделей по прогнозированию ресурса работы.

#### **Работа выполнена в рамках государственного задания FEMR-2021-0011**

#### **СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ**

1. Li X., Liu X., Wu S., Yeung K. W. K., Zheng Y., Chu P. K. Design of magnesium alloys with controllable degradation for biomedical implants: From bulk to surface // *Acta Biomaterialia*. 2016. 45. P. 2-30
2. Linderov M., Brilevsky A., Merson D., Danyuk A., Vinogradov A. On the Corrosion Fatigue of Magnesium Alloys Aimed at Biomedical Applications: New Insights from the Influence of Testing Frequency and Surface Modification of the Alloy ZK60 // *Materials*. 2022. 15. 567.
3. Wang B.J., Xu D.K., Jiang C.L., Sheng L.Y., Han E.H. Relationship between the fatigue behavior and grain structures of an as-extruded Mg-6.2%Zn-0.6%Zr (in wt.%) alloy // *J. Mater. Sci. Technol.* 149. 2023. P. 119–126.

## ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЦИНКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ Mg-xZn-0.1Ca ПОСЛЕ ГОМОГЕНИЗИРУЮЩЕГО ОТЖИГА

Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягих П.Н., Мерсон Д.Л.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия

*mersoned@gmail.com*

### 1. Введение

Магниевые сплавы, легированные Zn и Ca, являются перспективным материалом для изготовления биорезорбируемых имплантатов, которые могут бесследно растворяться в организме человека [1]. За счет этого достигается возможность избежать повторной операции по извлечению имплантата, которая часто требуется после завершения лечения. В процессе эксплуатации многие имплантаты подвергаются не только воздействию коррозионной среды, в качестве которой выступает, например, плазма крови человека, и под действием которой, собственно, и происходит их растворение, но и существенным механическим нагрузкам. Такое сочетание внешних факторов является благоприятным для развития коррозионного растрескивания под напряжением (КРН), в результате которого имплантат может хрупко разрушиться при напряжениях существенно ниже предела прочности и текучести, задолго до заметного растворения и завершения лечения. Несмотря на опасность данного явления, в литературе, вопросу стойкости биорезорбируемых магниевых сплавов к КРН уделяется относительно мало внимания и в существующих работах, как правило, рассматриваются только отдельные сплавы [2,3]. Целью данной работы было установить влияние концентрации Zn в сплавах системы Mg-Zn-Ca на их стойкость к КРН. Ранее данный вопрос в литературе не рассматривался.

### 2. Материалы и методы исследования

Для проведения настоящего исследования было изготовлено 5 сплавов системы Mg-xZn-0.1Ca с разным содержанием Zn  $x=0,5$  (ZX00), 0,9 (ZX10), 2 (ZX20), 4,2 (ZX40) и 7,5% (ZX80). Полученные отливки указанных сплавов в виде цилиндров размером 65×240 мм подвергали гомогенизирующему отжигу в атмосфере воздуха по режиму 300 °C/48 ч с последующим охлаждением в потоке воздуха. Для проведения механических и коррозионно-механических испытаний из отожженных отливок путем механической обработки были изготовлены цилиндрические резьбовые образцы с размером рабочей части 6×30 мм. Испытания проводили при помощи универсальной испытательной машины AG-X Plus (Shimadzu) на воздухе при комнатной температуре и в коррозионном растворе Хэнкса при температуре 37±0,2 °C по схеме одноосного растяжения при постоянной начальной скорости деформирования  $5,6 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$  (0,01 мм/мин). Для испытаний в коррозионном растворе использовали коррозионную ячейку, закрепленную на образце, таким образом, что в коррозионном растворе находилась только рабочая часть образца. При этом в ходе всего испытания осуществлялось автоматическое перемешивание, а также поддержание заданной температуры и уровня pH (7,4±0,02) коррозионного раствора. Сразу после разрушения образца, испытание останавливали, образец промывали спиртом и сушили сжатым воздухом. Исследование микроструктуры и изломов образцов проводили при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) SIGMA (Zeiss), оснащенного приставкой для рентгеноспектрального микроанализа (EDX).

### 3. Результаты

Исследование микроструктуры сплавов показало, что увеличение содержания Zn в сплавах Mg-xZn-0.1Ca приводит к уменьшению их среднего размера зерна, а также к увеличению количества и размера частиц вторичных фаз типа Mg<sub>2</sub>Ca, (Mg, Zn)<sub>2</sub>Ca, Ca<sub>2</sub>Mg<sub>6</sub>Zn<sub>3</sub> и MgZn. При этом, согласно результатам рентгеноспектрального анализа, в сплаве ZX00 присутствуют только частицы Mg<sub>2</sub>Ca, в сплавах ZX10, ZX20, ZX40 и ZX80 обнаружены частицы Mg<sub>2</sub>Ca, (Mg, Zn)<sub>2</sub>Ca и Ca<sub>2</sub>Mg<sub>6</sub>Zn, а в сплавах ZX40 и ZX80 помимо прочего появляются частицы MgZn.

Согласно результатам механических испытаний, увеличение содержания Zn с 0,5 до 2% приводит к увеличению деформации до разрушения (с 15 до 18%) и предела прочности (со 135 до 165 МПа) сплавов при испытании на воздухе (рис. 1). При дальнейшем увеличении содержания Zn до 7,5% деформация до разрушения монотонно снижается до 10%, а предел прочности практически не меняется. Очевидно, увеличение содержания Zn в твердом растворе приводит к повышению пластичности и прочности сплавов. В то же время увеличение количества частиц вторичных фаз положительно влияет на прочность, но снижает пластичность, за счет чего, при увеличении содержания Zn более 2%, деформация до разрушения падает, а предел прочности перестает расти. При испытаниях в коррозионной среде и прочность, и пластичность образцов значительно ниже, чем при испытаниях на воздухе. При этом деформация до разрушения образцов повышается (с 8,3 до 9,6 %) при увеличении содержания Zn с 0,5 до 0,9%, а затем монотонно снижается (до 5%) при повышении содержания Zn до 7,5%. Прочность ведет себя похожим образом в зависимости от содержания Zn: она возрастает до 1-2% Zn (с 97 до 105 МПа), а затем монотонно снижается до 94 МПа при повышении содержания Zn до 7,5%. Таким образом, максимальной пластичностью и прочностью в коррозионной среде обладает сплав ZX10. При этом сплав ZX20 имеет примерно такую же прочность, но заметно меньшую пластичность.

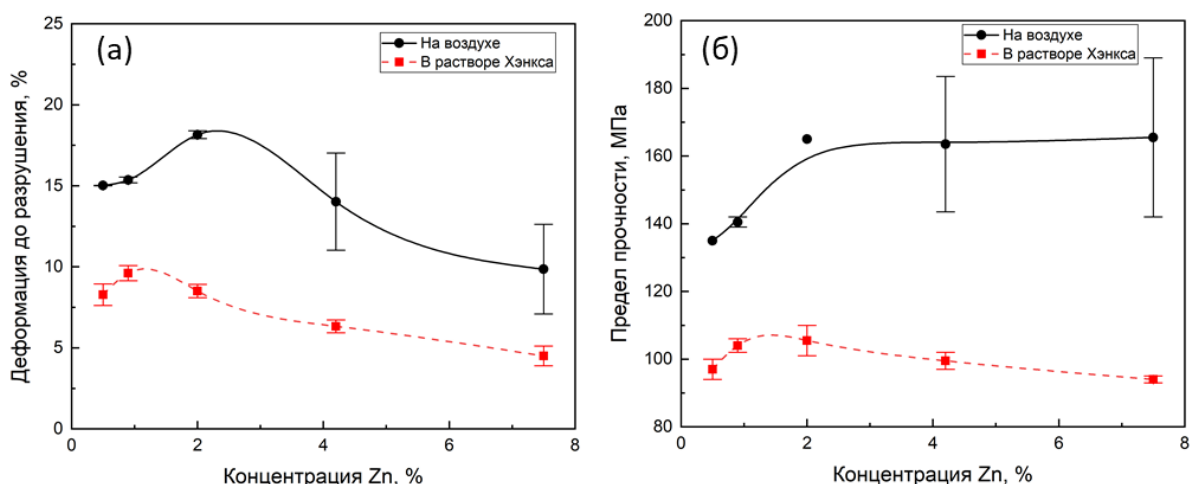


Рисунок 1 – Влияние содержания Zn в сплавах Mg-xZn-0.1Ca на их пластичность – (а) и прочность – (б) при испытаниях на растяжение на воздухе и в физиологическом растворе Хэнкса.

Известно, что частицы вторичных фаз или области вблизи них в магниевых сплавах, как правило, служат очагами локальной коррозии, которые, в свою очередь, выступают в роли наиболее вероятных мест инициации КРН. Поэтому, очевидно, что увеличение количества частиц вторичных фаз приводит к повышению вероятности зарождения трещин при испытаниях в коррозионной среде и, как следствие, к снижению механических свойств сплавов Mg-xZn-0.1Ca с увеличением содержания Zn. Однако ухудшение механических свойств вследствие роста количества частиц вторичных фаз, по-видимому, частично компенсируется повышением механических свойств в результате роста концентрации Zn в твердом растворе. Таким образом, два этих разнонаправленных эффекта дают максимум механических свойств в коррозионной среде при содержании Zn 1-2%.

#### 4. Выводы

1. Увеличение содержания Zn с 0,5 до 2% в сплавах Mg-xZn-0.1Ca сопровождается повышением их прочности и пластичности при испытаниях на воздухе в результате увеличения концентрации Zn в твердом растворе, однако, дальнейшее повышение содержания Zn до 7,5% приводит к снижению пластичности и прекращению



роста предела прочности из-за увеличения количества частиц вторичных фаз в микроструктуре.

2. При испытаниях в физиологическом растворе Хэнкса механические свойства сплавов Mg-xZn-0.1Ca значительно ниже, чем при испытаниях на воздухе. При этом при увеличении содержания Zn с 0,5 до 1% прочность и пластичность сплавов растут, однако, дальнейшее увеличение содержания Zn выше 1% приводит к снижению пластичности, а выше 2% и прочности.

3. Среди исследованных сплавов Mg-xZn-0.1Ca, где  $x=0,5\div 7,5\%$  максимальными прочностью и пластичностью при испытаниях в физиологическом растворе, а, следовательно, и наибольшей стойкостью к КРН, обладает сплав Mg-1%Zn-0.1%Ca.

**Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект 21-79-10378)**

#### ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

[1] A. Vinogradov, E. Merson, P. Myagkikh, M. Linderov, A. Brilevsky, D. Merson, Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg-Zn-Ca System, *Materials* (Basel). 16 (2023) 1324. doi:10.3390/ma16031324.

[2] L. He, J. Yang, Y. Xiong, R. Song, Effect of solution pH on stress corrosion cracking behavior of modified AZ80 magnesium alloy in simulated body fluid, *Mater. Chem. Phys.* 261 (2021) 124232. doi:10.1016/j.matchemphys.2021.124232.

[3] L. Chen, C. Blawert, J. Yang, R. Hou, X. Wang, M.L. Zheludkevich, et al., The stress corrosion cracking behaviour of biomedical Mg-1Zn alloy in synthetic or natural biological media, *Corros. Sci.* 175 (2020) 108876. doi:10.1016/j.corsci.2020.108876.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕМ СТАРЕНИИ В СПЛАВЕ TiNi

Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Лакаткина А.Н.<sup>1</sup>

1УУНУТ, Уфа, Россия

2ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия

e-mail: churakovaa\_a@mail.ru

Сплавы с эффектами памяти формы широко используются в качестве функциональных материалов в различных отраслях. Наиболее распространены сплавы с памятью формы на основе TiNi. Сплавы на основе никелида титана являются функциональными материалами с эффектами памяти формы (ЭПФ), обусловленными термоупругими мартенситными превращениями [1-4]. Возможным способом повышения прочностных и функциональных свойств сплава TiNi является термоциклирование. Предыдущие исследования показали, что при прямом мартенситном превращении (МП) образуются дислокации, которые сохраняются и при обратном мартенситном превращении. Кроме того, в сплавах с большим содержанием никеля возможно старение с выделением частиц  $Ti_3Ni_4$ , которые также оказывают влияние на свойства. Особенности формирования структуры при старении изучены достаточно полно; в частности, различными научными группами были проведены исследования по влиянию температуры и времени изотермического отжига на размер, морфологию и распределение фазы  $Ti_3Ni_4$ , поэтому исследование влияния старения на микроструктуру и свойства сплава TiNi с предварительным термоциклированием представляет большой интерес, так как повышение прочности и износостойкости материала является очень актуальной задачей. Применение методов модификации структуры (РКУП, ИПДК и т.д.) позволяет уменьшить размер зерна с созданием ультрамелкозернистой (УМЗ) или нанокристаллической (НК) структуры в данных сплавах. Представляет интерес исследование влияния старения на микроструктуру и свойства сплава TiNi с предварительным термоциклированием, так как повышение прочности и износостойкости материала является очень актуальной задачей. Влияние отжигов на микроструктуру сплава TiNi в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состоянии после многократных мартенситных превращений Исследования были проведены на сплаве TiNi с большим содержанием Ni в КЗ и УМЗ состояниях, после старения в диапазоне температур 250...400 °С после ТЦ 0...500. В результате такой обработки происходит генерация и накопление дислокаций в структуре с увеличением числа циклов и в КЗ, и в УМЗ состояниях (рисунок 1). После максимального количества циклов и отжига в интервале низкотемпературного и высокотемпературного старения происходит дополнительное увеличение плотности дислокаций, а также, в отдельных областях структуры в УМЗ состоянии можно обнаружить наличие частиц старения (рисунок 2). Наблюдается повышение механических характеристик в сплаве TiNi после термоциклирования, последующий отжиг после ТЦ показывает, что за счет выделения частиц старения в КЗ и УМЗ состоянии происходит стабилизация значений предела прочности и предела текучести.

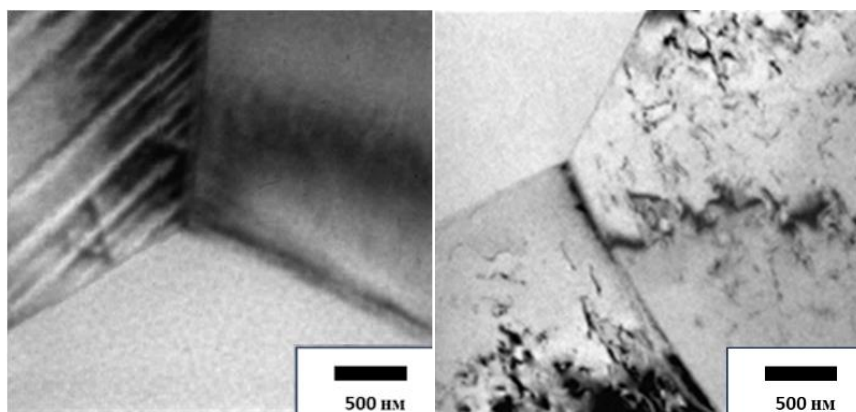


Рисунок 1 – Микроструктура сплава TiNi в исходном крупнозернистом состоянии (а), микроструктура в КЗ состоянии после ТЦ n=250 (б)

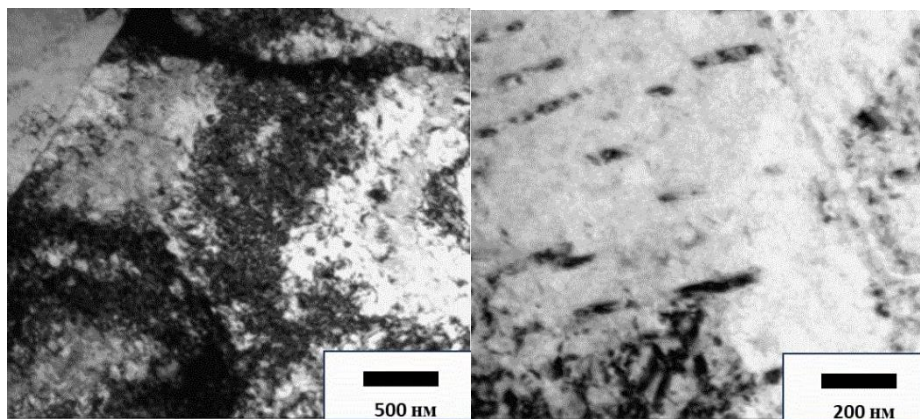


Рисунок 2 – Микроструктура сплава TiNi в отожженном УМЗ состоянии после ТЦ n=500 при 250 °С 48ч (а), микроструктура в отожженном УМЗ состоянии после ТЦ n=500 при 400 °С 1ч (б)

**Исследование выполнено за счет гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение №1 от 12.12.2022).**

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:**

1. Khachin, V.N.; Pushin, V.G.; Kondratyev, V.V. Titanium Nickelide: Structure and Properties; Nauka: Moscow, Russia, 1992; p. 161.
2. Brailovski, V.; Prokoshkin, S.; Terriault, P.; Trochu, F. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling, Applications; Ecole de technologie supérieure (ETS): Montréal, QC, Canada, 2003; p. 851.
3. Otsuka, K.; Wayman, C.M. Shape Memory Materials; Cambridge University Press: Cambridge, UK, 1999; p. 284.
4. Gunther, V.E.; Dambaev, G.C.; Sysolyatin, P.G.; Ilyushenov, V.N. Medical Materials and Implants with Shape Memory; TSU: Tomsk, Russia, 1998; p. 487.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИСХОДНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-51,0 ат.%Ni**

**Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Воробьёв Е.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия

<sup>2</sup>УУНУТ, Уфа, Россия

*e-mail: churakova\_a@mail.ru*

Сплавы TiNi относятся к классу материалов с эффектом памяти формы. Особенностью данных сплавов является изменение фазового состава в условиях термического или силового воздействия. Эти изменения характеризуются прямыми и обратными мартенситными превращениями, в результате которых аустенитная фаза B2 переходит частично или полностью в новую мартенситную фазу B19', существенно отличающуюся по свойствам от исходной, тем самым происходит прямое мартенситное «B2-B19'» превращение. Свойства никелида титана существенно зависят от структуры, которая в свою очередь зависит от температурного режима отжига. Правильный выбор температуры отжига может улучшить механические и функциональные свойства материала. Данное исследование может быть полезно для различных отраслей промышленности, где требуются материалы с высокими механическими и термическими свойствами, таких как авиационная и космическая промышленность, энергетика и машиностроение.

В качестве образца исследования был выбран заникеленный сплав TiNi с содержанием никеля 51 ат.%. Исследования проводились в трёх состояниях: крупнозернистое (КЗ) – сплав после закалки с 800°C в воду, ультрамелкозернистое – 1 (УМЗ-1) – состояние после РКУП при 450°C и ультрамелкозернистое – 2 (УМЗ-2) – состояние, предварительно состаренное при 450°C с последующим РКУП.

В работе выявлены зависимости влияния исходной структуры сплава Ti<sub>49,0</sub>Ni<sub>51,0</sub> и сформировавшейся после старения в широком диапазоне температур микроструктуры на функционально-механические характеристики. С помощью оптической металлографии и ПЭМ был выявлен небольшой рост зёрен в КЗ состоянии и их стремительный рост в УМЗ состояниях при температуре отжига 550-600°C, также наблюдается рост нанодвойников мартенсита B19' в КЗ состоянии. УМЗ-2 по результатам исследований оказался более термически стабильным, вследствие меньшего увеличения размера зерна при увеличении температуры отжига.

По результатам испытаний образцов на микротвёрдость были получены следующие результаты: во всех состояниях наблюдается падение микротвёрдости после отжигов. Наибольшее падение наблюдается в диапазоне температуры отжига 550-600 °C. Это связано с тем, что в диапазоне от 550 °C до 600 °C размер зёрен увеличивается вследствие рекристаллизации внутрикристаллических деформаций и диффузионных процессов, протекающих в сплаве.

Механические испытания показали, что для достижения максимального предела прочности для КЗ состояния Ti<sub>49,0</sub>Ni<sub>51,0</sub> не требуется проводить последующий отжиг. В случае УМЗ-1 состояния Ti<sub>49,0</sub>Ni<sub>51,0</sub> для достижения максимального предела прочности и фазовой текучести нужно проводить отжиг при 400°C. УМЗ-2 состояние имеет лучшие механические характеристики в исходном состоянии, без последующего отжига. Величина обратимой деформации растёт при увеличении температуры отжига до 500 °C. Пластичность сплава в УМЗ-1 и УМЗ-2 состояниях увеличивается при проведении отжига.

Фрактографический анализ изломов после механических испытаний показал, что исходные состояния для КЗ, УМЗ-1 и УМЗ-2 Ti<sub>49,0</sub>Ni<sub>51,0</sub> разрушаются хрупко, а при повышении температуры отжига до 500 °C наблюдается явный переход к вязкому разрушению, это видно по волокнистой поверхности излома с глубокими ямками.

**Исследование выполнено за счет гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение №1 от 12.12.2022).**

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПАРАМЕТРА РЕШЕТКИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$

Иванов А.А.<sup>1</sup>, Бублик В.Т.<sup>2</sup>, Воронов М.В.<sup>1</sup>, Панченко В.П.<sup>1</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Российская Федерация

<sup>2</sup>НИТУ «МИСиС», Москва, Российская Федерация

<sup>3</sup>Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Российская Федерация  
afectum@gmail.com

Одной из ключевых задач термоэлектрического материаловедения является поиск и получение новых полупроводниковых материалов с высокой термоэлектрической добротностью, являющейся критерием эффективности прямого преобразования энергии устройств, работа которых основана на эффектах Пельтье и Зеебека. Селенид меди  $\text{Cu}_2\text{Se}$ , благодаря своим исключительным свойствам, рассматривается как перспективный материал для термоэлектрических генераторов с рабочим диапазоном температур 600 – 1000 °С. Среди прочих соединений он выделяется высоким показателем безразмерной термоэлектрической добротности  $ZT \approx 1,2-1,6$  [1,2], отсутствием токсичных элементов в составе и относительно невысокой стоимостью исходных компонентов. Высокая эффективность преобразования  $\text{Cu}_2\text{Se}$  обусловлена аномально низкой теплопроводностью при высоких температурах, что объясняется высокой подвижностью ионов меди.

Целью настоящей работы является исследование температурной зависимости параметра решетки поликристаллических образцов  $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$ , компактированных методом искрового плазменного спекания (ИПС), от состава ( $x = 0,03; 0,08; 0,13; 0,18; 0,23$ ).

Материал  $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$  получали методом механохимического синтеза в планетарно-шаровой мельнице Retsch PM400. Время синтеза составляло 2 ч, соотношение шаров к исходному порошку 10:1. Синтезированный материал компактировали методом ИПС при давлении 50 МПа, температуре 600 °С и времени выдержки 5 мин. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре Bruker D8 in situ в диапазоне температур 25 – 600 °С

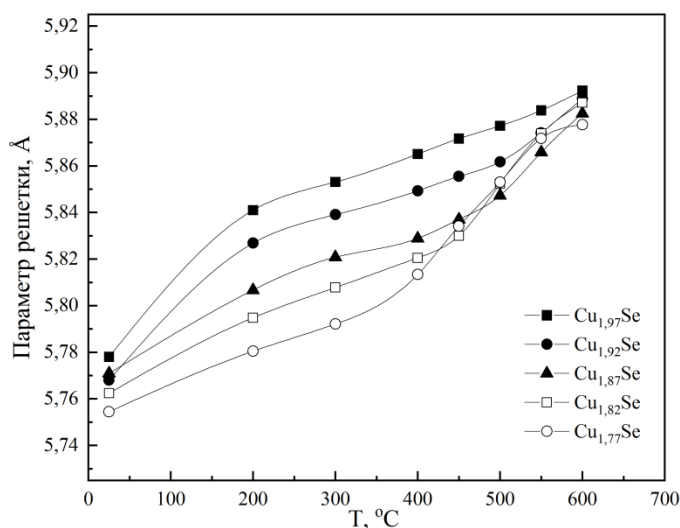


Рисунок 1 – Температурная зависимость параметра решетки кубической  $\beta$ -фазы поликристаллических образцов  $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$

Анализ фазового состава показал, что образцы состава  $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$  ( $0,18 \leq x \leq 0,23$ ) после синтеза представляли собой однофазный материал, содержащий только кубическую фазу  $\beta\text{-Cu}_{2-x}\text{Se}$ . Образцы  $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$  ( $0,03 \leq x \leq 0,13$ ) были двухфазными при

комнатной температуре и содержали смесь моноклинной  $\alpha$ - $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$  и кубической  $\beta$ - $\text{Cu}_{2-x}\text{Se}$  фаз.

При комнатной температуре параметр кубической решетки образца  $\text{Cu}_{1.97}\text{Se}$  составил 5,778 Å, при справочном значении для  $\text{Cu}_2\text{Se}$  5,85 Å. На рис. 1 видно, что параметр решетки всех образцов с увеличением температуры растет. У материалов, содержащих низкотемпературную  $\alpha$ -фазу, наблюдается уменьшение решеточной постоянной с отклонением состава от стехиометрического во всем диапазоне температур, а также резкий рост параметра решетки (до ~10%) в интервале 25-200 °С вследствие фазового перехода (~140 °С) в высокотемпературную  $\beta$ -фазу. Элементарная ячейка образцов, содержащих только кубическую  $\beta$ -фазу, слабо увеличивается при нагреве до 400 °С, однако с дальнейшим повышением температуры параметр решетки смещается в область значений близких к значениям полученным для образцов с большей концентрацией меди. Величины решеточной постоянной всех образцов при 600 °С отличаются не более чем на 0,25% и составляют 5,8923 – 5,8777 Å. Близкие значение параметров решетки исследованных образцов при высоких температурах обусловлены миграцией меди в междоузлия кубической  $\beta$ -фазы.

**Данная работа проведена в рамках госзадания НИЦ «Курчатовский институт»**

### ЛИТЕРАТУРА

1. H. Liu., X. Shi., F. Xu., L. Zhang., W. Zhang, L. Chen, Q. Li, C. Uher, T. Day, G.J. Snyder. Nature Materials, 11, 422 (2012).
2. B. Yu, W. Liu, S. Chen, H. Wang, H. Wang, G. Chen, Z. Ren. Nano Energy, 1 (3), 472 (2012).

## ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КАЛЬЦИЯ НА КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКИХ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ Mg-1Zn-xCa

Полюянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л.  
НИИ прогрессивных технологий, ТГУ, Тольятти, Россия,  
E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

В настоящее время во всем мире наблюдается возрастающий интерес к разработке медицинских биорезорбируемых материалов, которые способны растворяться в организме и постепенно замещаться тканями, что снижает необходимость во вторичной хирургической операции для удаления имплантата. Один из наиболее перспективных типов материалов в этой области - биорезорбируемые сплавы на основе магния [1,2]. Основными преимуществами этих сплавов является: 1) высокая биосовместимость с организмом; 2) относительно высокая скорость естественного растворения в физиологической среде; 3) механические свойства (плотность, прочности, упругость) близкие к свойствам человеческой кости; 4) возможность управления скоростью резорбции и механическими свойствами путем изменения химического состава и термической или термомеханической обработки. Тем не менее широкое применение биорезорбируемых магниевых сплавов ограничено чрезмерно низкой стойкостью как к общей коррозии, так и к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) [3,4]. Высокая скорость растворения таких материалов приводит к критическому уменьшению сечения и преждевременному разрушению до окончания процесса заживления, что представляет серьезную опасность для пациента. Однако, несмотря на высокую значимость этого явления, уровень представлений о механизме и факторах, приводящих к зарождению и росту трещин биорезорбируемых магниевых сплавов при одновременном воздействии внешних напряжений и агрессивной среды на сегодняшний день, исходя из литературных данных, весьма низок. В связи с этим необходимо детальное комплексное изучение КРН этих сплавов. Одним из базовых факторов, управляющих свойствами любого сплава является его химический состав, поэтому цель данной работы - установить влияние содержания кальция на микроструктуру и механические свойства магниевого сплава Mg-1Zn-xCa при испытании на воздухе и в агрессивной среде.

Для проведения исследования в данной работе было изготовлено четыре сплава состава Mg-1%Zn-0.08%Ca, Mg-1%Zn-0.14%Ca, Mg-1%Zn-0.28%Ca и Mg-1%Zn-0.42%Ca, которые в последствии подвергали гомогенизирующему отжигу в муфельной печи при 300 °C в течение 48 ч. Исследование микроструктуры проводилось при помощи оптической и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) SIGMA Carl Zeiss. Для проведения механических испытаний из отливок были изготовлены цилиндрические образцы с размером рабочей части 30×6 мм. Механические испытания проводились по схеме одноосного растяжения при скорости деформации  $5 \cdot 10^{-6}$  (0,01 мм/мин) с<sup>-1</sup> как на воздухе, так и в коррозионной среде, представляющей собой раствор Хэнкса состава: 8 г/л NaCl + 0.14 г/л CaCl<sub>2</sub> + 0.4 г/л KCl + 0.06 г/л KH<sub>2</sub>PO<sub>4</sub> + 0.1 г/л MgCl<sub>2</sub>·6H<sub>2</sub>O + 0.06 г/л MgSO<sub>4</sub>·7H<sub>2</sub>O + 0.48 г/л Na<sub>2</sub>HPO<sub>4</sub>·12 H<sub>2</sub>O + 0.35 г/л NaHCO<sub>3</sub> + 1 г/л D-глюкоза. В процессе коррозионно-механических испытаний в автоматическом режиме производилось постоянное поддержание температуры (37±0,2 °C) и уровня pH (7,4±0,05) коррозионного раствора, а также его циркуляция внутри коррозионной ячейки.

Микроструктура всех сплавов представляет собой крупные относительно равноосные зерна, средний размер которых незначительно снижается с 225 до 195 мкм при увеличении содержания Ca с 0,08 до 0,42 %. Согласно данным EBSD анализа зерна ориентированы друг к другу случайным образом. В структуре всех сплавов обнаружены частицы вторичных фаз, в химическом составе которых присутствуют Mg, Zn и Ca. Данные частицы имеют глобулярную форму, если располагаются в теле зерна и вытянутую форму, если располагаются на границах зерен, в том числе, на их

тройных стыках. Установлено, что с увеличением содержания Са количество и размер таких частиц заметно растут так, что при содержании Са 0,28 и 0,42 % начинает проявляться сетка вторичной фазы по границам зерен.

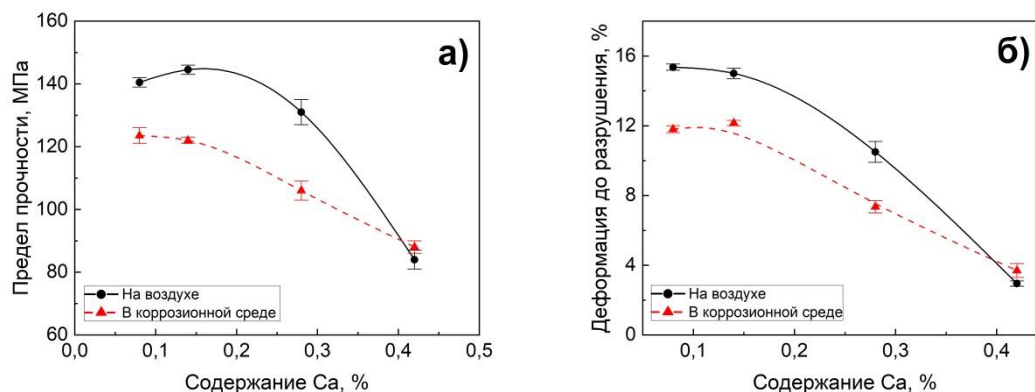


Рисунок 1 – Влияние содержания Са на прочность – (а) и пластичность – (б) сплавов Mg-1Zn-xCa, испытанных на воздухе и в коррозионной среде

В результате проведенных механических испытаний на воздухе установлено, что увеличение содержания Са в сплавах Mg-1Zn-xCa до 0,14% приводит к небольшому увеличению предела прочности до  $145 \pm 2$  МПа. Однако, при дальнейшем увеличении содержания Са до 0,42% наблюдается существенное снижение прочности до  $84 \pm 3$  МПа. Вероятно, такая зависимость обоснована снижением удлинения данных сплавов (с  $15,4 \pm 0,2$  до  $3 \pm 0,2\%$ ) в этом диапазоне концентраций Са, которое, по всей видимости, происходит по причине образования на границах зерен сетки вторичной фазы в сплавах с повышенным содержанием Са (0,28 и 0,42%). Кроме того, установлено, что при испытаниях в коррозионной среде механические свойства почти всех исследованных сплавов существенно ниже, чем при испытаниях на воздухе. Исключение составляет сплав, содержащий 0,42% Са, пластичность и прочность которого при испытаниях на воздухе и в коррозионной среде практически одинаковы. Как и на воздухе, при испытаниях в коррозионной среде прочность и пластичность исследованных сплавов практически линейно уменьшается с увеличением содержания Са в сплавах с 0,14 до 0,42%, а при меньшем содержании кальция, эти характеристики меняются незначительно.

Таким образом, установлено, что увеличение содержания Са в биорезорбируемых магниевых сплавах Mg-1Zn-xCa более 0,28% приводит к образованию вторичной фазы в виде непрерывной сетки по границам зерен, что, в свою очередь, способствует существенному снижению механических и коррозионно-механических свойств.

**Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 21-79-10378)**

**СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ**

1. Banerjee, P.C., Al-Saadi, S., Choudhary, L., Harandi, S.E., Singh, R.: Magnesium implants: Prospects and challenges. *Materials* (Basel). 12, 1–21 (2019).
2. Kamrani, S., Fleck, C.: Biodegradable magnesium alloys as temporary orthopaedic implants: a review. *BioMetals*. 32, 185–193 (2019).
3. Raman, R.K.S., Harandi, S.E.: Understanding Corrosion-Assisted Cracking of Magnesium Alloys for Bioimplant Applications. In: *Magnesium Technology 2016*. pp. 341–346. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA (2016)
4. Jafari, S., Harandi, S.E., Singh Raman, R.K.: A review of stress-corrosion cracking and corrosion fatigue of magnesium alloys for biodegradable implant applications. *Jom*. 67, 1143–1153 (2015).



## ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ МЕДИ С ПОМОЩЬЮ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

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

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия  
Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия  
e-mail: maryam.iid@yandex.ru*

Ультразвуковой сваркой (УЗС) называется метод твердофазного соединения металлов, который нашел широкое применение в различных отраслях промышленности для соединения тонких фольг, листов и проволоки из относительно мягких металлов, таких как алюминий, медь и их сплавов. При УЗС соединяемые металлы подвергаются высокочастотным (~20 КГц) периодическим сдвиговым колебаниям, которые с целью увеличения площади соприкосновения прижимаются друг к другу под действием статического сжимающего напряжения. Соединение металлов происходит за счет трения соприкасающихся поверхностей, разрушения на них оксидных слоев, деформации неровностей и сглаживанию поверхности и «залечиванию» пустот между двумя трущимися поверхностями, появления и расширения областей склеивания. В процессе УЗС интенсивное трение и высокоскоростная сдвиговая деформация неровностей генерируют тепло и высокую дислокационную активность, что приводит к значительной эволюции структуры материалов в близлежащих к месту соединения областях.

Ряд экспериментальных исследований, проведенных на различных металлах и сплавах, показывает, что при средних энергиях сварки происходит рекристаллизация с измельчением зерна вблизи шва, а при высоких энергиях рекристаллизация сопровождается укрупнением зерна. Выяснено, что эти изменения зависят от амплитуды ультразвуковых колебаний и времени сварки, величины сжимающего напряжения, а также исходной структуры материалов. Экспериментальные методы позволяют изучать только конечные образующиеся при УЗС структуры, но из-за очень быстрого характера ультразвукового процесса не дают возможности рассмотреть происходящую при этом эволюцию микроструктуры. Получивший широкое распространение в последние годы метод молекулярной динамики является наиболее подходящим методом для выяснения механизмов УЗС, поскольку включает в себя широкий спектр возможностей для изучения эволюции структуры на атомном уровне за очень короткий промежуток времени, детального описания дислокационной активности, изменения температуры, диффузионных процессов и т. д.

В настоящей работе на примере соединения двух содержащих неровности монокристаллов меди моделируется эволюция микроструктуры при УЗС. Все расчеты проводятся при помощи программных пакетов LAMMPS и XMD, имеющих в своей основе метод молекулярной динамики. Для описания межатомного взаимодействия используется многочастичный потенциал меди, основанный на методе погруженного атома. На рис. 1а представлена начальная структура, содержащая два монокристалла ГЦК меди размером  $212.8 \times 20.5 \times 214.6 \text{ \AA}^3$ . Вдоль координатных осей  $x$  и  $y$  использовались периодические граничные условия. Соприкасающиеся поверхности двух кристаллов не были идеально плоскими, а имели неровности глубиной 4 нм, которые задавались периодической функцией. Для того чтобы избежать полного схлопывания двух кристаллов в месте соединения, которое возникает практически сразу после приложения сжимающего напряжения, нижний кристалл содержит два горба и две впадины, а нижний кристалл четыре горба и четыре впадины. Расчетная ячейка состоит из трех областей: зафиксированной, термостата и ньютоновской, (Рис. 1а). Толщины зафиксированного и термостатного слоев как в нижнем, так и верхнем кристалле равны  $10 \text{ \AA}$ . В ньютоновской области находятся свободно движущиеся атомы, на которые не накладывается никаких ограничений. Расчетная ячейка содержит 141648 атомов.

Моделирование УЗС происходило в два этапа. На первом этапе два кристалла сжимались при постоянном внешнем давлении (0.5, 1.0 и 2.0 МПа), а на втором верхний кристалл сдвигался по отношению к нижнему вдоль оси  $x$  по периодическому закону, имитирующему действие знакопеременных перемещений, связанных с действием ультразвука (с амплитудами 40, 80 и 120 Å). В работе анализируется эволюция атомной структуры в месте соединения двух кристаллитов при различных значениях приложенного внешнего давления, а также происходящие при этом дислокационные процессы.

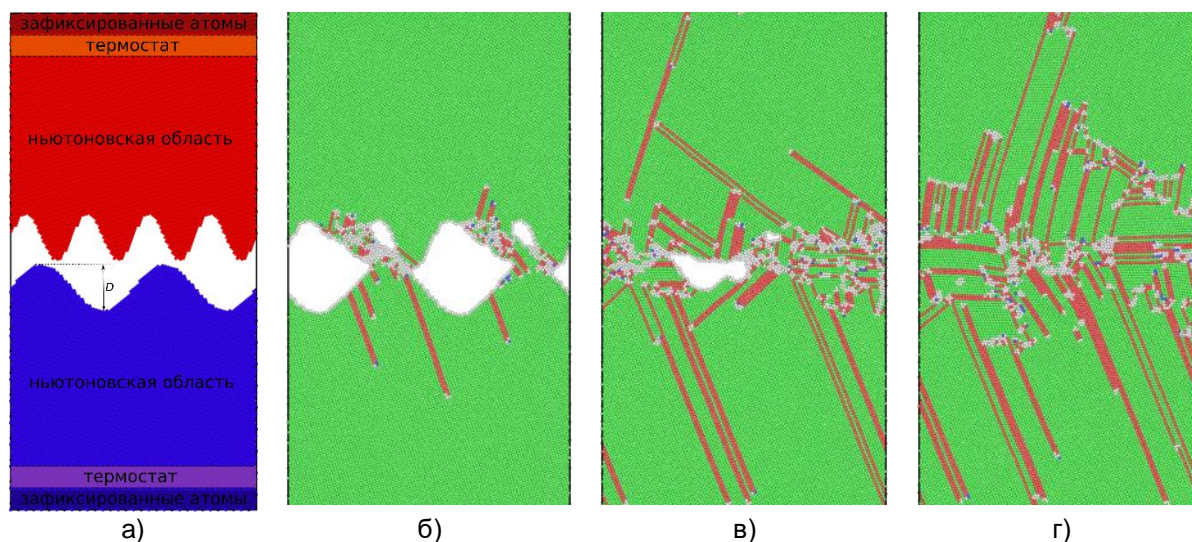


Рисунок 1 – а) – Расчетная ячейка для моделирования УЗС, состоящая из трех областей. Для удобства, верхний и нижний кристаллы показаны разными цветами. Эволюция структуры после приложения сдвиговых напряжений в различные моменты времени: б) 20 пс, в) 200 пс, г) 400 пс. На рисунках б)-г) атомы окрашены в соответствии с их локальным окружением: ГЦК – зеленые, ГПУ – красные, все другие атомы – серые.

На рисунках 1б – 1г показана эволюция структуры в различные моменты времени. В момент времени 20 пс после приложения знакопеременных сдвиговых напряжений (рис. 1б), с поверхностей кристаллов начинается зарождение частичных дислокаций, следы скольжения которых представлены на рисунке в виде прямых красных линий. Затем после первого периода сдвига происходит практически полное исчезновение пустот между двумя кристаллитами, а также наблюдается высокая дислокационная активность вблизи границы раздела (рис. 1в). После двух полных периодов сдвига пустот в моделируемой структуре уже не остается, и видна сформировавшаяся дислокационная субструктура на месте бывшей границы раздела (рис. 1г).

В качестве заключения можно отметить, что в процессе УЗС происходит полное исчезновение пористости между двумя блоками. На стыке блоков наблюдается повышенная концентрация дислокаций и образование субзеренной структуры. Анализ с помощью функции радиального распределения границы между блоками свидетельствуют о разрушении изначально хорошо упорядоченной кристаллической структуры и образовании аморфоподобной неупорядоченной структуры, которые происходят в течение пяти циклов синусоидальных сдвиговых перемещений.

**Исследование выполнено в рамках гранта РНФ-22-19-00617.**

## ПОЛУЧЕНИЕ ГИБКИХ СЛОИСТЫХ СТРУКТУР С МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ НА ОСНОВЕ PVDF И НИКЕЛЯ

Разбаев П.А.<sup>1</sup>, Поддубная Н.Н.<sup>1</sup>, Силибин М.В.<sup>2</sup>, Сыса А.В.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>Институт перспективных материалов и технологий, Национальный исследовательский университет электронных технологий «МИЭТ», Москва, Россия

<sup>3</sup>Институт бионических технологий и инжиниринга Первого МГМУ им. И.М. Сеченова, Москва, Россия

Исследования в области электромагнитных материалов активно развиваются благодаря значимому потенциалу использования магнитоэлектрических композиционных материалов в создании электрических устройств. Композитные материалы проявляют больший магнитоэлектрический сигнал, чем однофазные материалы при комнатной температуре, что вызывает значительный исследовательский интерес [1]. Как показано в работе [2], МЭ отклик выше в слоистых структурах, чем в объемных. Развитие носимых электронных устройств и сенсоров стимулирует технологический прогресс исследований в этой области [3]. Целью данной работы является создание и изучение МЭ-отклика гибких слоистых структур на основе полимера PVDF-TrFE, полученных методом химического осаждения никеля.

Полимерные пленки PVDF-TrFE получены методом кристаллизации из раствора. Порошки PVDF и TrFE в соотношении 70:30% растворяли в диметилсульфоксиде. Однородный прозрачный раствор с 8% мас. ПВДФ-ТрФЭ заливали в установленные горизонтально (с точностью до 1°) кюветы, установленные на термостатируемом столе и высушивали в течение 6 часов при 100°C. Готовые пленки толщиной ~70 мкм поляризовали в поле коронного разряда.

Как показал ряд предыдущих работ, слоистые структуры на основе пьезокерамики, полученные методом электрохимической металлизации, обладают большим МЭ коэффициентом и высокой добротностью. Это послужило причиной для формирования покрытия никеля химическим и электрохимическим осаждением на полимерном пьезоэлектрике. Для подготовки поверхности полимера к осаждению был произведен подбор методик обработки поверхности фторопластов и сополимеров PVDF [4].

В ходе использования растворов обработки поверхности оказалось, что покрытие на образцах образовывалось не по всей площади поверхности (рисунок 1).



Рисунок 1 – Образец с неравномерным покрытием никеля.

После корректировки, была изменена:

- 1) концентрация раствора травления;
- 2) время выдержки образца в растворе сенсibilизации. В конечном результате было получено стойкое покрытие с равномерным слоем осадков при методике подготовки полимера, представленной в таблице 1.

Изучение литературы выявило, что для нашего материала лучше всего использовать щелочной раствор и после активации полимера образец был помещён в раствор никеля нагретого до  $\approx 65^\circ\text{C}$  состава из таблицы 2.

Таблица 1 – Методика подготовки полимера к химическому осаждению.

Операция	Состав раствора	Время, мин	Температура, °С
1.Обезжиривание	КОН(10%);	20	10
2.Промывка	H <sub>2</sub> O;	1	20
3.Травление	H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> , H <sub>2</sub> O, CrO <sub>3</sub> ;	15	60
4.Промывка	Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> ;	1	20
5.Сенсибилизация	SnCl <sub>2</sub> , HCl, H <sub>2</sub> O;	7	20
6.Промывка	H <sub>2</sub> O;	1	20
7.Активация	PdCl <sub>2</sub> , HCl;	30	20

Таблица 2 – Состав раствора химической металлизации полимера.

1. NiSO <sub>4</sub> * 7H <sub>2</sub> O	pH ≈ 9 T ≈ 65°C
2. NH <sub>4</sub> Cl	
3. Na <sub>3</sub> C <sub>6</sub> H <sub>5</sub> O <sub>7</sub> *nH <sub>2</sub> O	
4. NH <sub>4</sub> OH	
5. NaH <sub>2</sub> PO <sub>2</sub> *H <sub>2</sub> O	

Далее, для затвердевания покрытия и увеличения его адгезии с подложкой, образец подвергался воздействию ультрафиолета на протяжении 30 минут.

После металлизации (рисунок 2 а) для наращивания толщины покрытия образцы подвергались электрохимическому осаждению никеля (рисунок 2 б). Торцы металлизированных пленок срезали и покрывали защитным слоем химически стойкого полимера. Наиболее удачным оказался раствор на основе сульфата никеля, гексагидрата хлорида никеля и борной кислоты с добавлением сахарина при pH ≈ 3,5, T ≈ 40°C и токе I = 6-8 А/дм<sup>2</sup>.

Готовая структура Ni/PVDF-TrFE/Ni 4:4 мм с толщиной металла около 8 мкм представлена на рисунке 2б. Толщина осажденного никеля оценивалась по длительности осаждения и составила 7 мкм с каждой стороны.



а)



б)

Рисунок 2 – образец полимера с покрытием, полученным а) химическим; б) электрохимическим осаждением.

Исследования линейного магнитоэлектрического эффекта проводили на образце, помещенном во внешнее переменное магнитное поле, генерируемое катушкой Гельмгольца на частоте 1 кГц и напряженностью ≈ 80 кА/м, и постоянное магнитное поле электромагнита, изменяемое в интервале ±200кА/м. Приложенное магнитное поле было ориентировано перпендикулярно поляризации структуры (поперечный МЭ-эффект). Для оценки МЭ эффекта использовали МЭ коэффициент,

экспериментально определяемый как:  $E=U/(h \cdot H)$ , где  $U$  – напряжение, которое генерирует образец;  $h$  – толщина PVDF;  $H$  – величина переменного магнитного поля.

Максимальная величина МЭ коэффициента составила 6 мВ/А и наблюдалась при величине магнитного поля 3,3 кА/м.

#### Вывод

В работе на основе PVDF-TrFE получены слоистые гибкие структуры с МЭ эффектом. Подобраны методы подготовки поверхности полимера и растворы химического никелирования. При толщине пьезокомпоненты 70 мкм и толщине металла 16 мкм величина МЭ коэффициента составила 6 мВ/А. Полученные структуры сохраняют гибкость и целостность покрытия. Полученные в ходе выполнения работы результаты могут быть использованы для создания новых элементов гибкой электроники, принцип работы которых основан на взаимном преобразование электрического и магнитного полей.

**Работа выполнена при поддержке БРФФИ (Ф23МЭ-009), РНФ (21-19-00386).**

#### ЛИТЕРАТУРА

1. K.F.Wang [et al.] Adv. Phys. 2009, 58(4), 321–448.
2. V. M. Laletin Frequency and field dependence of magnetoelectric interactions in layered ferromagnetic transition metal-piezoelectric lead zirconate titanate / V. M. Laletin, N.N.Paddubnaya, G. Srinivasan, C. P. De Vreugd, M. I. Bichurin, V. M. Petrov, D. A. Filippov // Applied Physics Letters – 2005. – Volume 87, Issue 22
3. Zheng Ch., Zhu Ke de Freitas S. C. et al. // IEEE Transactions on magnetics. 2019. 55, N 4. 0800130.
4. Кудрявцев Н Т. Электрические покрытия металлами. М Химия, 1979. 351с

## МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕРОЯТНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ОТЛИВОК ПУТЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ

Марукович Е.И.<sup>1</sup>, Николайчик Ю.А.<sup>2</sup>, Хоу Ябо<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь,

<sup>2</sup>Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь  
yuni@bntu.by

Литейное производство является одной из энерго- и ресурсоемких отраслей современного машиностроения. При неоспоримых преимуществах литейного производства одним из его недостатков является недостаточно высокое качество поверхности отливок, обусловленное образованием различных дефектов поверхности, из которых пригар является самым распространенным. Профилактика образования пригара на поверхности стальных и чугунных отливок, как правило, осуществляется при помощи нанесения на поверхность литейной формы специальных противопригарных (защитных) покрытий, которые позволяют не только изолировать литейную форму от агрессивного воздействия металла, но и заранее предопределить будущее качество поверхности отливки.

Применение того или иного защитного покрытия и, в целом правильный выбор эффективных методов профилактики дефектов поверхности, зависит от многих переменных факторов и может быть найден путем анализа достоверных данных об изменении параметров, характеризующих взаимодействие в контактной зоне «расплав-литейная форма». В частности, важная информация - сведения о локальном перегреве литейной формы в периоды ее заливки и затвердевания отливки, когда уже залитый в литейную форму расплав, охлаждается за счет поглощения физической теплоты (около 20 %), теплоты кристаллизации (70 %) и фазовых превращений (1-2 %) литейной формой [1].

Известно [1], что температура в контактной зоне «расплав – литейная форма» (в том числе температура приграничных слоев) определяет процессы возможного проникновения расплава в капилляры литейной формы, вероятность и кинетику протекания химических реакций взаимодействия оксидов расплава с материалом литейной формы, а также определяет напряженно-деформированное состояние системы отливка-литейная форма, в том числе возникновение термомеханических напряжений и др. В совокупности интенсивность описанных процессов является первопричиной широкой гаммы дефектов поверхности отливок таких как металлизированный и химический пригар, просечки, песчаные раковины, засоры и др.

Согласно известным представлениям о механизме возникновения пригара считается [2], что необходимым и достаточным условием его образования является фильтрации расплава в капилляры литейной формы, когда металлостатическое давление расплава в литейной форме ( $P_m$ ) превышает капиллярное и газовое противодействия формы ( $P_k$ ), (1.1). В тоже время необходимо, чтобы температура в контактной зоне и в приграничных слоях литейной формы была выше определенной температуры (критической температуры  $T_{крит.}$ ) при которой сплав способен течь.

$$P_m \geq P_k = 2\sigma \cos\theta / r_{эф}, \quad 1.1$$

где  $\sigma$  – поверхностное натяжение расплава;  $\theta$  – краевой угол смачивания расплавом формовочной смеси;  $r_{эф}$  – эффективный радиус пор литейной формы.

Считается, что значение  $T_{крит.}$  должно лежать в интервале кристаллизации, при которой жидкий сплав вследствие выпадения твердой фазы теряет способность течь, то есть до температуры близкой к температуре нулевой жидкотекучести [2]. Существуют мнения, что для различных видов сплавов  $T_{крит.}$  может принимать разные значения. Например, для сплавов, кристаллизующихся в виде твердого раствора (аустенитные стали)  $T_{крит.}$  будет равна температуре близкой к температуре ликвидус, а для сплавов, кристаллизующихся с большим содержанием эвтектики  $T_{крит.}$  близка к температуре солидус. Для сплавов, имеющих перитектическое превращение

рекомендуется  $T_{крит.}$  принимать равной полусумме температуры ликвидус и температуры солидус сплава. Значение критической температуры для сплавов на основе железа возможно определить исходя из диаграммы железо-цементит.

При определении  $T_{крит.}$  необходимо учитывать тот факт, что если на поверхности отливки образовалась твердо-жидкая корочка, то под действием металлостатического давления во внутренних слоях отливки возможно выдавливание маточного расплава через кристаллический скелет поверхностной корки и его проникновение в поры литейной формы, поэтому важной для анализа является информация о количестве (доле) твердой фазы, образующейся при затвердевании сплава.

Необходимо отметить (рисунок 1а), что температура в контактной зоне «расплав-литейная форма» со стороны литейной формы, как правило, имеет значения несколько ниже, чем температура расплава, что связано с известным явлением образования воздушного зазора на границе раздела «расплав-литейная форма» [3]. Однако в зависимости ряда факторов, таких как температура и продолжительность заливки, теплофизические свойства литейной формы, толщина и геометрии отливки и других может превышать критическую температуру в определенные интервалы времени. Наличие таких временных интервалов в период контактного взаимодействия расплава и литейной формы можно считать потенциальным периодом образования дефекта поверхности в виде металлизированного пригара (рисунок 1б).

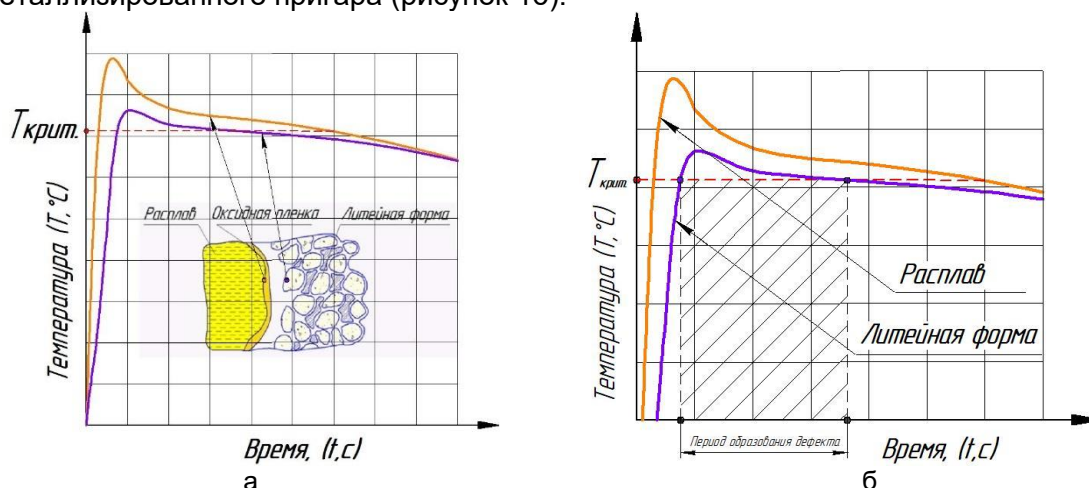


Рисунок 1 – Изменение температуры в контактной зоне «расплав-литейная форма»

Таким образом выявление (например, на основе компьютерного моделирования литейных процессов) интервалов времени (периодов образования дефекта), а также областей литейной формы в которых температура превышает критическую может быть положено в основу не только метода прогнозирования процессов образования дефектов поверхности отливок, но и послужить базой для разработки эффективных способов их профилактики, в том числе за счет применения того или иного вида противопригарного (защитного) покрытия.

В настоящей работе с целью изучения такого подхода и с использованием СКМ «ПолигонСофт» были промоделированы литейные процессы, протекающие при получении отливки V-проба [4] из стали 35Л (ГОСТ 977-88 [5]), стали 110Г13Л (ГОСТ 977-88 [5]) и СЧ20 20 (ГОСТ 1412-85 [6]).

Исходные данные, использованные для моделирования литейных процессов приведены в таблице 1. Начальная скорость заливки принята равной 0,25 м/с. Температура заливки для стали 35Л принята равной 1520°C, для стали 110Г13Л – 1480°C, для СЧ20 – 1320°C. Коэффициент температуропроводности через границу контакта отливка/форма принят равным 500 Вт/м<sup>2</sup>·К.

Таблица 1 – Теплофизические свойства сплавов

Сплав	Плотность, кг/м <sup>3</sup>	Теплота затвердевания, Дж/кг	Удельная теплоемкость, кДж/кг·К	T <sub>лик</sub> , °С	T <sub>сол</sub> , °С
Сталь 35Л	7225	249911	693	1502	1447
110Г13Л	7078	226269	634	1380	1264
СЧ 20	7212	225997	857	1231	1158

В результате моделирования гидродинамических процессов установлено (рисунок 2), что заполнение происходит за 9,01 с для стали 35Л, за 8,97 с для стали 110Г13Л и за 8,99 с для чугуна СЧ 20, а максимальная температура в литейной форме за этот период составляет 284°С, 260°С, 240°С соответственно.

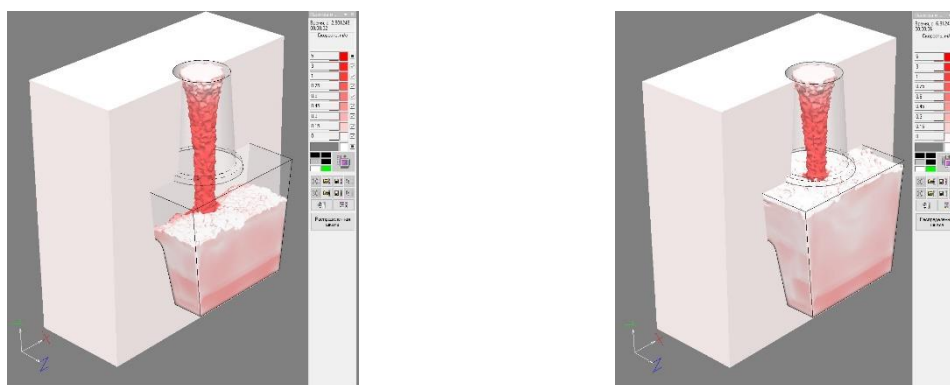


Рисунок 2 – Этапы заполнения литейной формы

На основании моделирования литейных процессов в период затвердевания для каждого из сплавов установлены локальные области литейной формы, где температура превышает T<sub>крит.</sub> (рисунок 3). Для стали 35Л (для которой T<sub>крит.</sub> = 1475°С) такой временной интервал составляет 962,5 с, а максимальная температура поверхности литейной формы возникает в области V-образного выступа и составляет 1490°С и в областях полости литейной формы, где стоек примыкает к телу отливки.

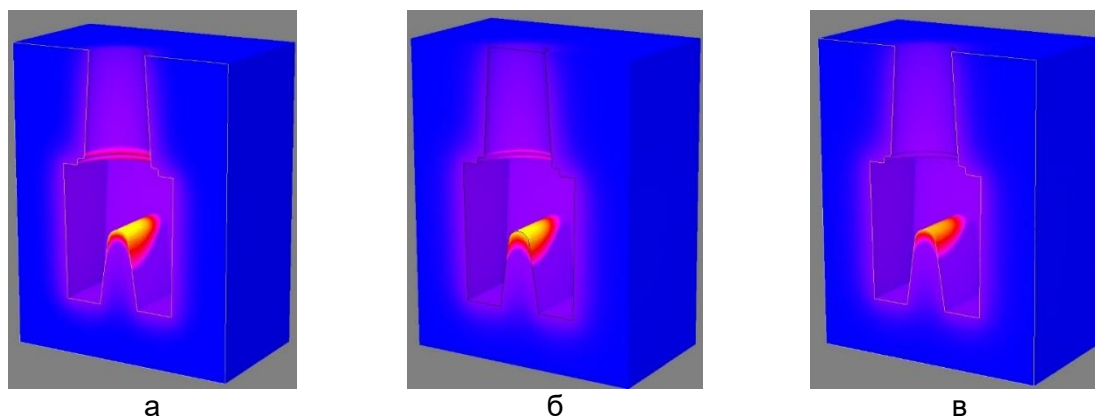


Рисунок 3 – Локальные области литейной формы, с температурой выше T<sub>крит.</sub> в завершающий момент времени периода образования дефекта: а - для стали 35Л, б – для стали 110Г13Л, в – для СЧ 20

Для стали 110Г13Л такой временной интервал составляет 716,6 с (T<sub>крит.</sub> = 1360°С), а максимальная температура поверхности литейной формы также достигает в области V-образного выступа и составит 1369°С. Для СЧ 20 временной интервал потенциального образования дефекта составляет 3066 с (T<sub>крит.</sub> = 1158°С), а



максимальная температура поверхности литейной формы достигает в области V-образного выступа и составляет 1230°C.

Результаты расчетов показывают, что высокая вероятность образования пригара на отливке V-образная проба в области V-образного канала при ее изготовлении из стали 110Г13Л, стали 35Л и СЧ 20. Также для стали 35Л образование пригара возможно в местах примыкания стояка к телу отливки.

В дополнение необходимо отметить, что выявленные временные интервалы образования дефекта и области литейной формы, где температура превышает  $T_{\text{крит}}$  для конкретного сплава могут служить для выполнения термодинамического анализа химических реакций в контактной зоне «расплав-литейная форма» и определения вероятности образования химического пригара на поверхности отливки. Аналогичный подход может быть реализован для анализа напряженно-деформированного состояния системы отливка-литейная форма для определения областей литейной формы, где возможно возникновение высокотемпературных напряжений, приводящих к ее растрескиванию и разрушению.

#### СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Цибрик А.Н. Физико-химические процессы в контактной зоне металл-форма. – Киев, «Навуковая думка», 1977.
2. Валисовский И.В. Пригар на отливках / И.В. Валисовский. – М.: Машиностроение, 1983. – 192с.
3. Вейник А.И. Испытание кокильных красок на теплопроводность / А.И. Вейник. – М.: Машгиз, 1956. – 231 с.
4. Richards, V.L., Lekakh, S., and Kruse, B., «Burn-in/Burn-on: Coating Characterization and Designed Experiments» in Proceedings of the Steel Founders' Society of America 57th Annual Technical and Operating Conference, Chicago, IL, November 2004.
5. Отливки стальные: ГОСТ 977-88. Введ. 01.01.90 – М: ИПК издательство стандартов, 2004. – 35 с.
6. Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки: ГОСТ 1412-85. Введ. 01.01.87 – М: ИПК издательство стандартов, 2004. – 5 с.

**ПЕРСПЕКТИВНЫЕ РАЗРАБОТКИ ПО УТИЛИЗАЦИИ ОРУЖЕЙНОГО ПЛУТОНИЯ В СОСТАВЕ МОКС-ТОПЛИВА В ТЕПЛОВЫХ РЕАКТОРАХ ТИПА ВВЭР-1000**

**Блинников А.А.<sup>1</sup>, Егоров М.Ю.<sup>1,2</sup>, Исанов К.А.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>СПбГУАП, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>СПбГЛТУ, Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup>НИЯУ МИФИ, г. Обнинск, Россия

Цель работы – анализ применения МОКС-топлива на тепловых реакторах типа ВВЭР-1000.

Нейтронно-физический расчет реактора ВВЭР-1000 для композиций топлива показал возможность эксплуатации МОКС-сборок на действующих АЭС без значительных поправок в конструкции систем безопасности ядерной энергетической установки, табл. 1.

Перспектива использования оружейного плутония в составе МОКС-сборок позволит значительно сократить запасы высокотоксичных отходов, которые могут быть использованы для создания предсказуемых ядерных зарядов, рис. 1.



Рисунок 1 – Процесс переработки отработавшего топлива при использовании МОКС-технологии на тепловом реакторе

В реакторах на тепловых нейтронах может достигаться 30%-е выгорание плутония из состава МОКС-топлива [1].

В ходе работы реактора, с учетом отравления и накопления вредных изотопов, а также выгорания делящегося материала, получены аналитические данные изменения эффективных коэффициентов размножения, рис. 2.

Таблица 1 – Состав топлива (5% обогащение) и концентрации Pu по изотопам

<sup>238</sup> U 95%	<sup>238</sup> Pu 2%	<sup>239</sup> Pu 52%	<sup>240</sup> Pu 24%	<sup>241</sup> Pu 15%	<sup>242</sup> Pu 6%
1,5% Pu	0,03%	0,78%	0,36%	0,225%	0,09%
2,5% Pu	0,05%	1,3%	0,6%	0,375%	0,15%
3,5% Pu	0,07%	1,82%	0,84%	0,525%	0,21%

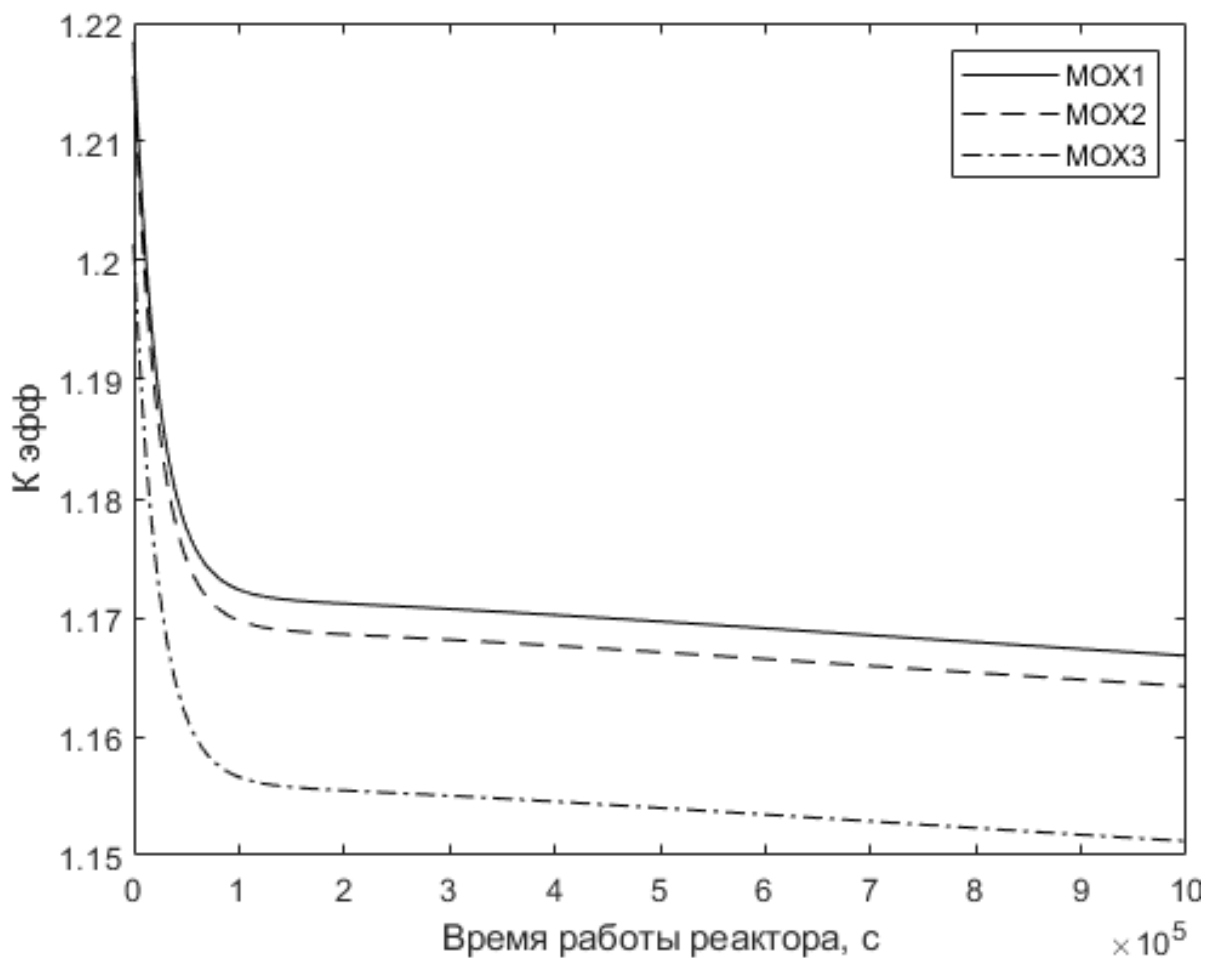


Рисунок 2 – Изменение эффективного коэффициента размножения в ходе работы реактора

К недостаткам такого топлива можно отнести множество внутритопливных реакций, в результате которых образуются изотопы, отличающиеся по ядерным свойствам. Это приводит к изменению баланса в реакторе, а при существенных изменениях реактивности требуется доработка реакторов, например, введение большего числа управляющих стержней [2].

Коэффициенты размножения, рассчитанные методом четырёх сомножителей соответствуют значениям загрузки традиционным топливом для данного типа реакторов, табл. 2.

Таблица 2 – Результаты расчета коэффициентов размножения для бесконечной среды и эффективного коэффициента размножения

	$K_{\infty}$	$K_{эфф}$
MOX1	1,2342	1,2184
MOX2	1,2314	1,2156
MOX3	1,2170	1,2014

Помимо вредных внутритопливных реакций стоит отметить и другие возможные опасности применения таких сборок – уменьшение поглотительного потенциала управляющих стержней, ускорение износа материалов реактора и, как следствие, потенциальное повышение радиоактивности теплоносителя [3].

Главным же достоинством применения МОКС-топлива является возможность сжигать плутоний. Степень его выгорания можно оценить с помощью коэффициента воспроизводства:

$$KB = \frac{\frac{dN^{239}}{dt}}{\left| \frac{dN^{235}}{dt} \right|}$$

Воспроизводство топлива максимально в начале работы реактора и с течением времени будет уменьшаться, поэтому о крайней степени утилизации плутония можно судить по начальному коэффициенту воспроизводства, табл. 3. По сравнению с традиционным урановым топливом, данные по воспроизводству и выгоранию плутония достовернее, поскольку относительная концентрация урана в сборке меньше [4].

Таблица 3 – Коэффициенты воспроизводства плутония в начальный момент времени

	Коэффициент воспроизводства
МОХ 1	0,4244
МОХ 2	0,4757
МОХ 3	0,5249

### **Выводы.**

1. Выбранные топливные композиции применимы на реальных ЯЭУ, данные практически идентичны традиционному топливу с несущественными отклонениями.
2. Реактор сохраняет надкритичность при всех выбранных сборках, динамика изменения эффективного коэффициента размножения стабильная.
3. Потенциальные риски для использования выбранных вариаций МОКС-сборок не критичны, но требуют дополнительных предосторожностей ввиду повышенной радиоактивной опасности используемого топлива.

### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Nuclear Decommissioning Authority. NDA Plutonium Options. UK National Government Web Archive, August—October 2008.  
URL: <https://webarchive.nationalarchives.gov.uk/ukgwa/20150817105932/http://www.nda.gov.uk/documents/upload/Plutonium-Options-for-Comment-August-2008.pdf> (Дата обращения 30.05.2023)
2. E.S. Lyman. Public Health Risks of Substituting Mixed-Oxide for Uranium Fuel in Pressurized Water Reactors - Science and Global Security. — 2001. — PP. 33-79.
3. OECD NEA and the IAEA. Uranium 2009: Resources. Production and Demand – OECD NEA. — 2010. — №6891. — PP. 92-95.
4. Писарев А.Н., Колесов В.В. Сравнение влияния неопределенностей ядерных данных на точность предсказания изотопного состава для UO<sub>2</sub>- и МОХ-топлива в расчетах выгорания на примере ячейки реактора PWR. / Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика ядерных реакторов». — 2022. — Вып. 5. — С. 69-70.

## МЕХАНИЧЕСКОЕ СПЛАВЛЕНИЕ ЖЕЛЕЗА С ТУГОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ ТИТАНОМ И ЦИРКОНИЕМ

Григорьева Т.Ф.<sup>1</sup>, Ковалева С.А.<sup>2</sup>, Киселева Т.Ю.<sup>3</sup>, Девяткина Е.Т.<sup>1</sup>,  
Восмериков С.В.<sup>1</sup>, Жорник В.И.<sup>3</sup>, Витязь П.А.<sup>3</sup>, Ляхов Н.З.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия

<sup>2</sup>Объединенный институт машиностроения НАНБ, г. Минск, Республика Беларусь

<sup>3</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,  
Физический факультет, г. Москва, Россия

grig@solid.nsc.ru

В связи ростом потребностей авиации и техники в материалах с более высокой жаропрочностью, механическими, антикоррозионными, антифрикционными и другими функциональными свойствами перспективными являются разработки композиционных материалов, покрытий и технологий их получения.

В последние годы наиболее перспективным методом получения ультрадисперсных порошков является механохимический метод. Особый интерес при получении нанокомпозитов Fe/Ti и Fe/Zr методом механического сплавления заключается в возможности получения порошков со структурой псевдосплава каркасного типа или «ядро–оболочка».

Целью работы являлось изучение локальных структур и структурно-фазовых превращений в ходе механохимического получения композитов Fe/Zr и Fe/Ti.

В работе использовали порошки железа марки ПЖРВ 3.200 (размер частиц 20–50 мкм), циркония М-41 (0.5–1 мм) и титана марки ПТОМ.

Механическую активацию (МА) проводили в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице с водяным охлаждением в атмосфере аргона (скорость вращения барабанов вокруг общей оси ~1000 об/мин). Продолжительность механоактивации варьировали от 4 до 30 мин.

Локальную структуру композитов исследовали методом мёссбауэровской спектроскопии на спектрометре MS1104 Em при температурах 300 и 80 К.

Изучение структурно-фазовых состояний порошковых композитов проводили на дифрактометре D8 Advance (Bruker) с использованием характеристического излучения медного анода рентгеновской трубки  $\text{CuK}\alpha_1$  ( $\lambda=1.5406 \text{ \AA}$ ).

Морфологию продуктов механохимического взаимодействия исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе LEO 912.

*Fe-Zr.* Согласно равновесной диаграмме состояния, в системе Fe–Zr существуют твердый раствор циркония в железе и интерметаллиды  $\text{Zr}_3\text{Fe}$ ,  $\text{Zr}_2\text{Fe}$ ,  $\text{ZrFe}_2$  и  $\text{ZrFe}_3$ .

Механическая активация смеси Fe–20 мас.% Zr в течение 4 мин приводит к уменьшению размеров кристаллитов железа и циркония до 35–40 нм без изменения фазового состава. Увеличение времени активации до 20 и 30 мин приводит к исчезновению фазы циркония и уменьшению среднего размера кристаллитов железа до 13 нм. Рентгенографически явного химического взаимодействия железа с цирконием с образованием новых фаз не наблюдается. Можно предположить, что по мере увеличения времени МА цирконий распределяется по границам зерен железа.

По данным просвечивающей электронной микроскопией формируются частицы размером ~300 нм с наноразмерными (6–14 нм) включениями гцк Zr (светлые пятна на темнопольном изображении) в металлической матрице оцк Fe.

Фазовый состав механокомпозитов Fe/Zr, формируемых при 4, 20 и 30 мин МА, определенный по данным мёссбауэровской спектроскопии, представлен на рис. 1. В ходе механоактивации порошковой смеси состава Fe–20 мас.% Zr после 30 мин МА основной идентифицируемой фазой является  $\alpha\text{-Fe}$ ; цирконий диспергируется до наноразмеров, располагаясь преимущественно в виде самостоятельных включений по поверхности и по границам зерен, образуя композит. При МА железо и цирконий взаимодействуют на границах раздела с образованием до 16 мас.% зернограничных твердых растворов циркония в железе, количество которого при увеличении

длительности МА снижается до 12 мас.% за счет более равномерного распределения циркония по границам зерен и образования упорядоченных кластеров по типу интерметаллического соединения  $\text{FeZr}_2$ .

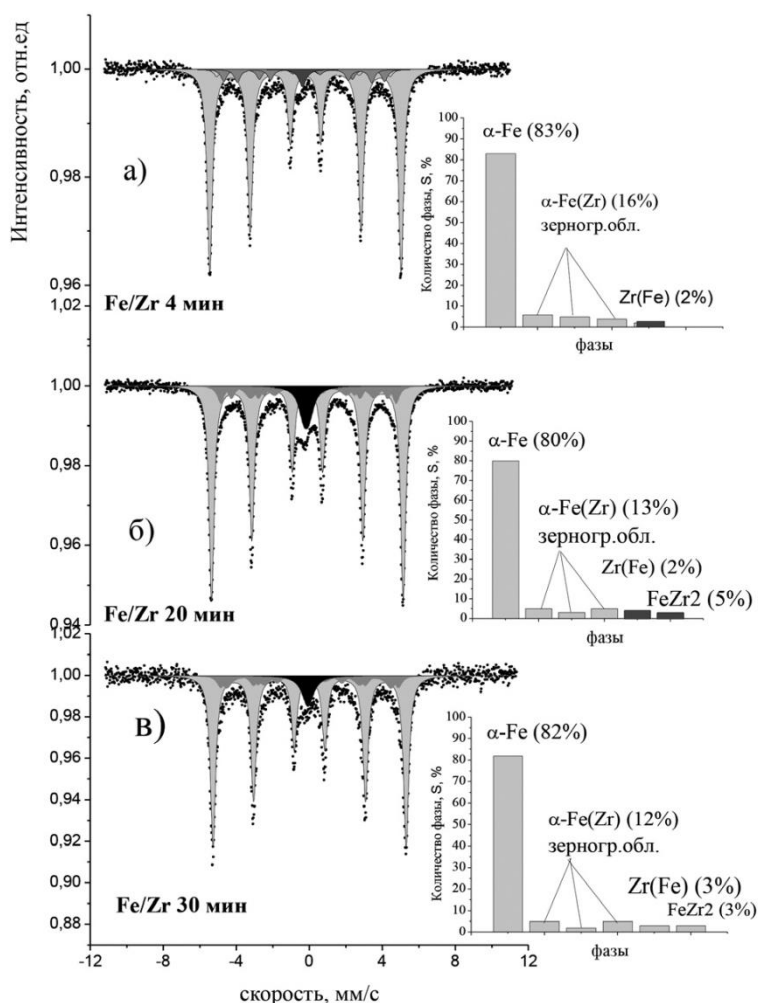


Рисунок 1 – Мёссбауэровские спектры смесей Fe–Zr, механоактивированных в течение 4, 20 и 30 мин (а–в, слева) и рассчитанные из них диаграммы фазового состава (справа)

**Fe–Ti.** Согласно равновесной диаграмме состояния, в системе Fe–Ti образуются твердый раствор титана в железе и два интерметаллических соединения  $\text{TiFe}_2$  и  $\text{TiFe}$ .

Рентгендифракционные исследования механоактивированных смесей порошков Fe–20 мас.% Ti показали, что после 4 мин МА основными фазами являются  $\alpha\text{-Fe}$  и Ti. Размер кристаллитов титана снижается до 16 нм. Кристаллиты железа измельчаются с 120 нм до 53 нм при 4 мин МА и до 14 нм при 20 мин МА. Параметр решетки а железа при МА незначительно увеличивается от 0.2866 нм до 0.2870 нм, что может быть вызвано образованием твердого раствора титана в железе.

После 20 мин МА в полученном механокомпозите отсутствует фаза титана, а частицы имеют бимодальный характер распределения по размерам с двумя максимумами 4 и 13.5 мкм.

Фазовый состав механокомпозитов Fe/Ti, формируемых при 20 мин МА, определен по данным мёссбауэровской спектроскопии (табл. 1).

Согласно представленным в таблице данным, можно предположить, что объемный твердый раствор не образуется, но формируется поверхностный или зернограничный слой по типу разупорядоченного твердого раствора  $\text{Fe(Ti)}$ , который может содержать локально упорядоченные области (ассоциаты) по типу интерметаллида  $\text{FeTi}$ , содержание которых определяется концентрацией титана и снижается при ее увеличении.

Таблица 1 – Параметры мёссбауэровских спектров смеси Fe–20 мас.% Ti после МА в течение 20 мин

Состав	$H_{эфф}, kOe^*$ $\pm 2$	$\delta, мм/с$ $\pm 0.003$	$\Delta, мм/с$ $\pm 0.003$	$G, мм/с$ $\pm 0.003$	$S, \%$ $\pm 1$	Фаза
Fe–20 мас.% Ti	330	0.004	0.001	0.33	74	$\square$ -Fe
	300	0.061	-0.0563	0.50	15	$\square\square$ Fe(Ti)
	284	0.037	-0.043	0.60		Зерногран.
	248	0.062	-0.094	0.60		области
		-0.312	0.38	0.50		TiFe
	-0.108		0.6	11	TiFe	

\* $H_{эфф}$  – сверхтонкое поле на ядре,  $\delta$  - изомерный сдвиг,  $\Delta$  - квадрупольное расщепление,  $G$  – ширина линии,  $S$  – относительная площадь подспектра

Таким образом, после 20 мин механоактивации порошковой смеси состава Fe–20 мас.% Ti основной идентифицируемой фазой является  $\alpha$ -Fe. Растворимость титана до 20 мас. % возможна только в зернограничной области при измельчении структуры до размера кристаллитов 8–14 нм и образовании композиционного строения по типу псевдосплава. Структура композиционной частицы Fe/20 мас.% Ti может быть представлена как наноразмерная фаза железа и зернограничная фаза в количестве до 26 % твердого раствора титана в железе с локально упорядоченными кластерами со структурой FeTi.

Таким образом, при интенсивной механической активации в высокоэнергетической планетарной мельнице смесей порошков железа с тугоплавкими металлами, имеющими ограниченную растворимость в железе, образуются наноконпозиты со структурой псевдосплава. Строение частиц представлено наноразмерной фазой  $\alpha$ -Fe и зернограничной фазой, строение которой определяется длительностью МА.

Методом мёссбауэровской спектроскопии установлено, что в системе Fe–20 мас.% Zr после 30 мин МА зернограничная фаза в количестве 16 % имеет строение твердых растворов циркония в железе (до 12 %) и упорядоченных кластеров по типу интерметаллического соединения FeZr<sub>2</sub>.

В системе Fe–20 мас.% Ti после 20 мин МА количество зернограничной фазы достигает 26 %, в которой доля твердого раствора титана в железе составляет 15 % с содержанием локально упорядоченных кластеров со структурой FeTi.

Механосинтезированные композиты Fe/20 мас.% Zr имеют более дисперсные частицы с размерами 1.0–3.5 мкм, которые образуют пористые агломераты размером 250–750 мкм. Размеры частиц композитов Fe/20 мас.% Ti имеют более широкий диапазон 4–13 мкм.

**Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (грант № №Т23КИТГ-001) и Минобрнауки России (Рег. № 121032500062-4).**

## МЕХАНИЧЕСКИ СТИМУЛИРОВАННЫЕ РЕАКЦИИ СИНТЕЗА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ЖАРОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ

Григорьева Т.Ф.<sup>1</sup>, Ковалева С.А.<sup>2</sup>, Дудина Д.В.<sup>1,3,4</sup>, Ухина А.В.<sup>1</sup>, Видюк Т.М.<sup>1,5</sup>,  
Девяткина Е.Т.<sup>1</sup>, Восмериков С.В.<sup>1</sup>, Жорник В.И.<sup>2</sup>, Витязь П.А.<sup>2</sup>, Ляхов Н.З.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия

<sup>2</sup>Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,  
г. Минск, Республика Беларусь

<sup>3</sup>Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, Россия

<sup>4</sup>Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия

<sup>5</sup>Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, г. Новосибирск, Россия  
grig@solid.nsc.ru

В последние годы в аэрокосмической отрасли возрастает интерес к жаростойким материалам, устойчивым к высокотемпературной ползучести. Традиционный путь увеличения стойкости к высокотемпературной ползучести – дисперсное упрочнение материалов термодинамически устойчивыми керамическими частицами (оксидами, карбидами, боридами). Однако когезионная прочность материалов с керамическими добавками ограничена низкой смачиваемостью большинства упрочняющих фаз металлами и неравномерностью их распределения в металлических матрицах.

Решение этой проблемы возможно, если проводить синтез керамических фаз непосредственно в металлической матрице. В этом случае для механохимического синтеза становятся перспективными высокоэнергетические системы, в которых можно провести механически стимулированные реакции при разбавлении системы металлом.

В этой работе была изучена возможность проведения механически стимулированной реакции синтеза карбида титана в никеле (в смесях с различным содержанием никеля).

Целью работы было изучение эволюции фазового состава и структуры в ходе механически стимулированной реакции в системе Ni–Ti–C, а также фазового состава, структуры и свойств материала, полученного при консолидации механокомпозиата методом электроискрового спекания.

В работе использованы тройные смеси порошков Ti–C–Ni, с содержанием никеля в смеси 50 и 70 мас.%. Механохимический синтез проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в атмосфере аргона (скорость вращения барабанов вокруг общей оси ~1000 об/мин). Длительность механической активации (МА) составляла от 40 с до 20 мин.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Empyrean Panalytical (CuK<sub>α</sub>-излучение).

Электроискровое спекание (ЭИС) механокомпозиатов Ni/TiC осуществляли на установке SPS Labox 1575 (SINTER LAND Inc.). Температура спекания составляла 1000 °С, время выдержки при данной температуре 3 мин.

Морфологию синтезированных порошковых сплавов и микроструктуру спеченного сплава исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15, оснащенного энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) Oxford Instruments X-max 80 мм<sup>2</sup>.

Анализируя возможные взаимодействия в реакционной смеси Ti–C–Ni, можно отметить, что высокая энтальпия образования карбида титана,  $\Delta H_{298K}^0(\text{TiC}) = -209$  кДж/моль, будет способствовать локальному разогреву с возможным расплавлением никеля.

Представленные на рис. 1 дифрактограммы механохимически синтезированных продуктов в системе Ni–Ti–C с 50 мас.% Ni отражают структурные изменения в зависимости от времени механической активации. Образование карбида титана в системе с 50 мас.% Ni начинается при 2 мин Ма и практически полностью заканчивается при 4 мин МА.



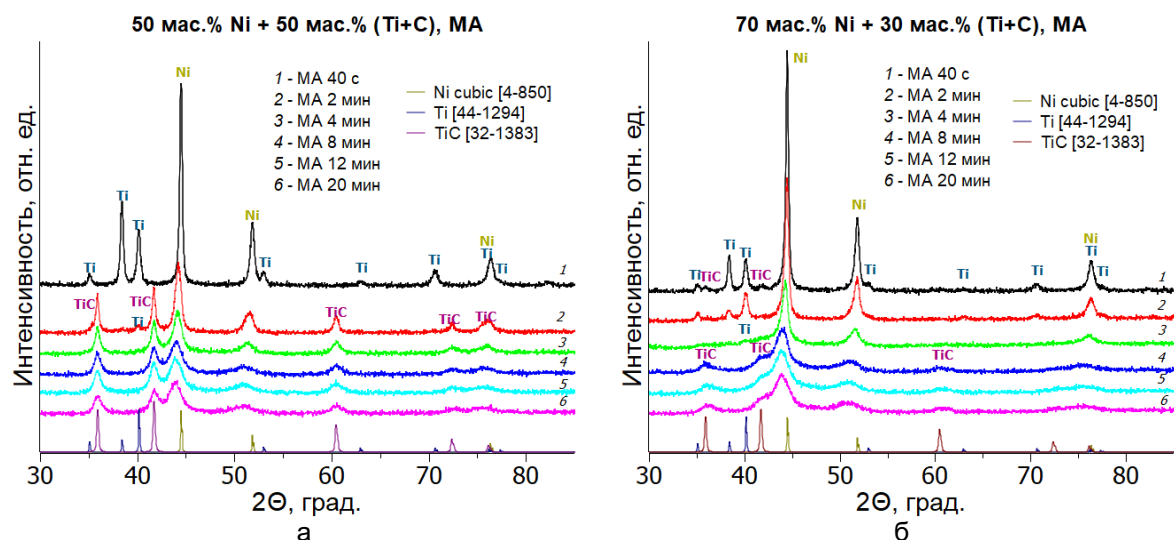


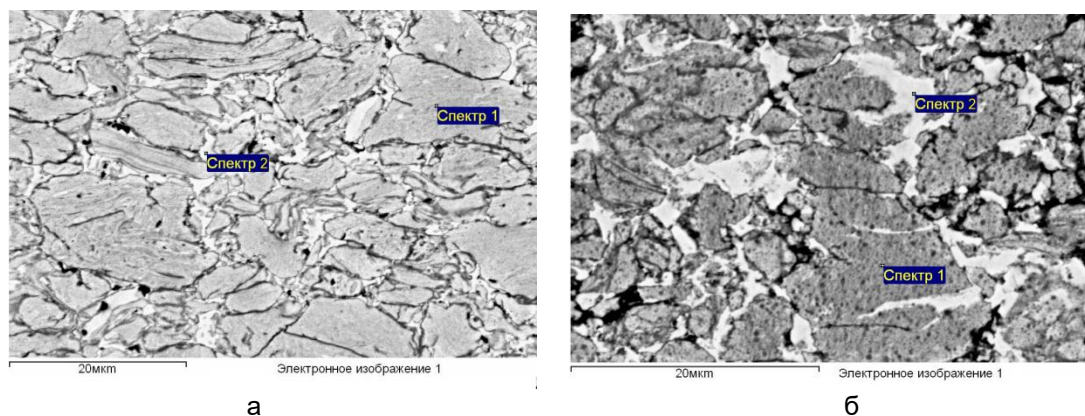
Рисунок 1 – Дифрактограммы системы Ni–Ti–C с 50 мас.% Ni (а) и 70 мас.% Ni (б) после МА в течение: 40 с (1), 2 (2), 4 (3), 8 (4), 12 (5) и 20 мин (6)

Схожая динамика образования TiC при МА наблюдается и без металла – разбавителя [1]. Дифракционные отражения никеля существенно уширяются в ходе активации, размеры кристаллитов составляют 10 нм при 4 мин и уменьшаются до 6 нм при 20 мин МА, уровень микронапряжений растет от 0.8 при 4 мин до 1.1 при 20 мин МА. Размеры кристаллитов образующегося карбида титана составляют 15 нм при 4 мин и увеличиваются до 23 нм при 20 мин МА, уровень микронапряжений составляет ~1.9 при 20 мин МА.

При увеличении количества никеля до 70% образование карбида фиксируется после 8 мин МА (рис 1б). Малоинтенсивные рефлекссы фазы TiC при 40 с МА могут быть связаны с концентрационной неоднородностью активированной смеси. Титан становится рентгеноаморфным после 4 мин МА. Можно предположить, что образование карбида титана связано с растворением титана и углерода в никеле с последующей его кристаллизацией из твердого раствора. Так, размеры кристаллитов фазы на основе никеля составляют ~5–4 нм при МА в течение 8–20 мин. Размеры кристаллитов образующегося карбида титана составляют 5–6 нм при 8–20 мин МА.

По данным СЭМ порошков композита 50 мас.% Ni–50 мас.% (Ti+C) после 8 мин МА частицы порошка имеют идентичный состав с определяемым количеством никеля 36–41%. Размер их частиц достигает 1–5 мкм, однако в силу высокой пластичности никеля порошки образуют агломераты до 15–25 мкм. Снижение содержания никеля в составе связано с намолем железа до 12 мас.% при МА. Увеличение количества никеля в смеси до 70 % приводит к снижению намола железа до 2.3 %, что связано с более высокой дисперсностью механокомпозита и меньшим содержанием карбида титана в нем. Согласно данным СЭМ, порошки композита 70 мас.% Ni–30(Ti+C) имеют размер 2–5 мкм.

При ЭИС полученного после 8 мин МА композита Ni/TiC с 50 мас.% никеля образуется матричная структура, состоящая из дисперсно–упрочненных карбидом титана (темные точки) зерен никеля или твердого раствора на основе никеля (зерна темно-серого цвета), связанных твердым раствором железа в никеле (рис. 2а). Спеченный композиционный материал имеет разнотельную структуру с размером дисперсно-упрочненных зерен никеля 5–15 мкм.



50% Ni	Спектр 1		Спектр 2		70% Ni	Спектр 1		Спектр 2	
Элемент	Вес. %	Ат. %	Вес. %	Ат. %	Элемент	Вес. %	Ат. %	Вес. %	Ат. %
C K	15.50	44.33	4.12	17.03	C K	12.99	40.38	4.79	19.53
Ti K	44.51	31.92	4.99	5.17	Ti K	29.11	22.70	4.55	4.66
Cr K	0.72	0.47	0.41	0.39	Ni K	2.60	1.74	3.45	3.03
Fe K	10.03	6.17	21.27	18.90	Fe K	55.30	35.18	87.21	72.79
Ni K	29.24	17.11	69.21	58.50					

Рисунок 2 – СЭМ изображения и данные ЭДС материалов, спеченных при 1000 °С из порошков механокомпозитов после 8 мин МА:  
а – 50 мас.% Ni–50 мас.% (Ti+C), б – 70 мас.% Ni–50 мас.% (Ti+C)

При спекании механокомпозитов, полученных в смесях с более высоким содержанием Ni, формируются зерна со слоистой структурой, содержащей тонкие прослойки с высокодисперсным карбидом титана. Форма зерен указывает на их более высокие пластические свойства по сравнению с композитом с 50 мас.% Ni. И в этом случае слоистые зерна композита связаны твердым раствором на основе никеля.

Таким образом, установлено, что в смесях Ti–C–Ni, содержащих никель от 50 и 70 мас.%, полностью образование карбида титана регистрируется до 8 мин обработки в планетарной мельнице АГО-2. При содержании никеля 70% механохимическое формирование композита Ni/TiC происходит через растворение в никеле компонент смеси с последующей их кристаллизацией. Такой механизм приводит к образованию высокодисперсных частиц карбида титана с размером кристаллитов 5–6 нм.

При последующем спекании механокомпозитов с 50 и 70 мас.% Ni методом электроискрового спекания формируются материалы с матричной структурой на основе никеля, однако в первом случае зерна имеют дисперсно-упрочненную структуру, во втором – слоистую структуру с более высокими пластическими свойствами.

**Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (грант № №Т23КИТГ-001 ) и Минобрнауки России (Рег. № 121032500062-4).**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. N. Lyakhov, T. Grigoreva, V. Šepelák, B. Tolochko, A. Ancharov, S. Vosmerikov, E. Devyatkina, T. Udalova, S. Petrova. Rapid mechanochemical synthesis of titanium and hafnium carbides. J. Mater. Sci. 2018. V. 53, Is. 19, P. 13584-13591.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВОЛН ЛЭМБА ДЛЯ КОНТРОЛЯ ДЕФЕКТНОСТИ СТЫКОВЫХ ШВОВ В ТОНКИХ ПЛАСТИНАХ

Васильев А.В., Бирюков Д.Ю., Зацепин А.Ф.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России  
Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия, klokova.m.09@mail.ru

Актуальность и необходимость совершенствования контроля качества тонких сварных соединений определяется их меньшей прочностью по сравнению с толстыми изделиями и сложностью возбуждения бегущих волн, на которые рассчитано большинство методов ультразвукового контроля. Для контроля тонких изделий в большей степени подходят волны Лэмба (нормальные волны), возникающие в результате трансформации продольных волн, падающих на поверхность контролируемого изделия под отличным от нуля углом. Такие волны связаны с волноводным механизмом распространения ультразвуковых колебаний и могут существовать только в пластинах, листах, лентах и оболочках (например, в стенках труб) сравнительно небольшой толщины (от 0,15 до 3,5 мм) [1].

Скорость волн Лэмба зависит от множества факторов: скорости звука в материале пластины, частоты колебаний, толщины слоя, в том числе и от дефектности материала, в котором такие волны распространяются [2]. В этой связи целью данной работы стала отработка методики контроля стыковых швов в тонких пластинах с помощью параметров волн Лэмба таких как скорость и амплитуда. Суть методики состоит в измерении времени прохождения волн Лэмба через сварной шов для определения зависимости их фазовых скоростей от координаты ультразвукового преобразователя и последующего выявления дефектных областей сварного шва.

Для проведения исследований были использованы два образца пластин со стыковыми швами различной дефектности. Толщина пластин составляла 0,7 мм, а линейные размеры 93 на 99 мм. Область термического изменения материала вблизи дефектного сварного шва имела ширину 23 мм.

Для определения угла преломления и рабочей частоты пьезоэлектрического преобразователя (ПЭП) были использованы дисперсионные зависимости волн Лэмба для стали [3]. Исходя из дисперсионных кривых по методике, описанной в [2, 4] были выбраны частота (1,25 МГц) и угол ввода ( $37^\circ$ ) ультразвуковых колебаний, при которых в пластине толщиной 0,7 мм возникает нулевая симметричная мода волны Лэмба [4]. По данным расчётов наилучшим датчиком для возбуждения волн Лэмба стал наклонный пьезоэлектрический преобразователь П121-1.25-30.

При помощи данного преобразователя были проведены измерения на образцах с качественным и дефектным сварными швами и получены зависимости скорости звука и амплитуды волн Лэмба в различных направлениях сварного шва. Как видно из рис. 1а фазовая скорость волн Лэмба, прошедших поперёк дефектного шва, заметно снижается относительно скорости волн в качественном стыковом соединении.

Профиль распределения амплитуды волн Лэмба, прошедших вдоль сварных швов (рис. 1б), показывает, что как в качественном, так и в дефектном сварных швах амплитуда снижается. Однако в дефектном сварном соединении снижается заметно больше. Области термического искажения материала вблизи дефектного шва также отличаются заниженными значениями амплитуды.

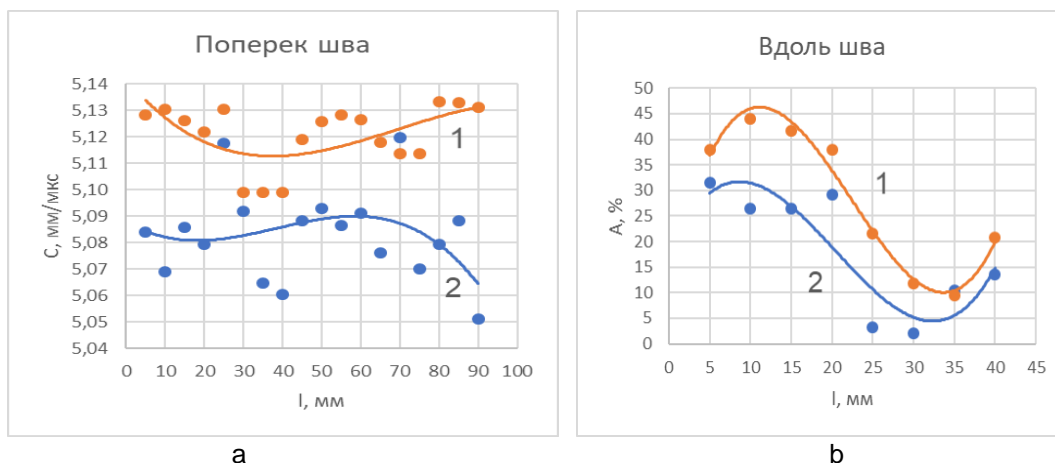


Рисунок 1 – Графики зависимости фазовой скорости (а) и амплитуды (б) волн Лэмба, измеренных с шагом в 5 мм при прохождении поперёк (а) и вдоль (б) качественного (1) и дефектного (2) сварного соединения.

Таким образом выполненные исследования показывают, что скорость и амплитуда волн Лэмба являются параметрами чувствительными к состоянию сварных швов и могут быть использованы для контроля их дефектности.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуревич С.Ю. Генерация нормальных акустических волн (волн Лэмба) в металлах с помощью импульсов лазерного излучения / С.Ю. Гуревич, Ю.В. Петров, В.Ф. Божко // Вестник ЮУрГУ. – 2006. – №7. – С. 86-93.
2. Зацепин А.Ф. Акустический контроль / А.Ф. Зацепин. – Екатеринбург, 2005. – 88 с.
3. Ермолов И.Н. Неразрушающий контроль / И.Н. Ермолов, Н.П. Алешин, А.И. Потапов, 1991. – 283 с.
4. Приборы для неразрушающего контроля материалов и изделий / И.С. Вайншток [и др.], 1976. – 326 с.

## ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ Fe, Si, Mg и Zn НА СТРУКТУРУ и МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХОЛОДНОКАТАНЫХ ЛИСТОВ СПЛАВА Al–2%Cu–1,5%Mn

Белов Н.А., Цыденов К.А.

НИТУ «МИСус», Москва, Россия, [nikolay-belov@yandex.ru](mailto:nikolay-belov@yandex.ru)  
[nikolay-belov@yandex.ru](mailto:nikolay-belov@yandex.ru)

Получение алюминиевых сплавов с использованием вторичного сырья в качестве основной шихты гораздо привлекательнее по сравнению с использованием первичного алюминия. Это обусловлено не только тем, что первичный алюминий дороже алюминиевого лома, но и тем, что его производство наносит существенный вред окружающей среде [1-3]. Вторичное алюминиевое сырье содержит все основные элементы, которыми легируют марочные сплавы (Cu, Si, Mg, Zn, Mn), что позволяет уменьшать количество первичных добавок и снизить стоимость приготовления сплавов (в том числе за счет сокращения времени плавки). В данном исследовании было изучено влияние железа, кремния, магния и цинка, как потенциальных примесей, на структуру и механические свойства холоднокатанных листов базового сплава Al-2%Cu-1,5%Mn, не требующего операций гомогенизации (слитки) и закалки (листы). Состав данного модельного сплава был ранее обоснован в работах [4,5].

Базовый (Б) и дополнительно легируемый (Л) сплавы получали в виде плоских слитков с размерами 10x40x180 мм литьем в графитовую изложницу. Фактические составы сплавов приведены в табл.1. Затем эти слитки были подвергнуты горячей прокатке до толщины 2 мм при температуре 400 °С. Далее горячекатаные листы отжигались при температуре 350 °С в течение 3 часов, после чего производилась холодная прокатка до толщины 0,5 мм. Микроструктуру образцов, вырезанных из слитков и листов, изучали на световом и электронном сканирующем микроскопах. С целью оценки влияния термической обработки на структуру и физико-механические свойства производились многоступенчатые отжиги, листов и слитков экспериментальных сплавов, в интервале температур от 300 до 500 °С с шагом 50 °С. После каждой ступени отжига производили измерения твердости и удельной электропроводности образцов. Предел прочности, предел текучести и относительное удлинение холоднокатанных листов определяли методом испытания на растяжение на универсальной машине.

Таблица 1– Составы экспериментальных сплавов

Сплав	Концентрация, мас.%							
	Cu	Mn	Fe	Si	Mg	Zn	Fe+Si+Mg+Zn	Al
Б	2.06	1.46	0.11	0.08	0.03	0.03	0,25	Основа
Л	2,25	1.47	0,52	0,39	1,21	1,06	3,18	Основа

Добавление Fe, Si, Mg и Zn в совместном количестве более 3% в базовый сплав приводит к существенному изменению структуры и фазового состава. Это обусловлено, прежде всего, увеличением доли эвтектических включений фазы  $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$  и появлением фазы  $Al_2CuMg$ . Негомогенизированные слитки сплава Л, несмотря на относительно высокую долю эвтектических частиц, продемонстрировали достаточно высокую деформационную технологичность при горячей (400 °С) и холодной прокатке, что позволило получить годные листы (со степенью обжатия 80% и 75% соответственно). Анализ микроструктуры горячекатаных листов показал, что частицы Fe-содержащих фаз, сформировавшиеся при литье, остались и после прокатки, что обусловлено низкой растворимостью железа в (Al). Количество частиц Cu-содержащих фаз обоих сплавов существенно уменьшилось, поскольку произошло частичное растворение магния и меди в (Al) в процессе нагрева при 400 °С.

Поскольку в структуре горячекатаных листов еще остались включения Cu-содержащих частиц эвтектического происхождения, они наряду с Fe-содержащими фазами выявляются в структуре и после холодной прокатки (рис.1а,б). При этом

морфология частиц кристаллизационного происхождения улучшается, что обусловлено их дополнительной фрагментацией в процессе деформации (их размер составляет 2-4 мкм). Следует отметить лучшую однородность распределения частиц эвтектических фаз в сплаве 2 (рис.1б). Строчки, встречающиеся в сплаве 1 (рис.1а), в нем не обнаруживаются.

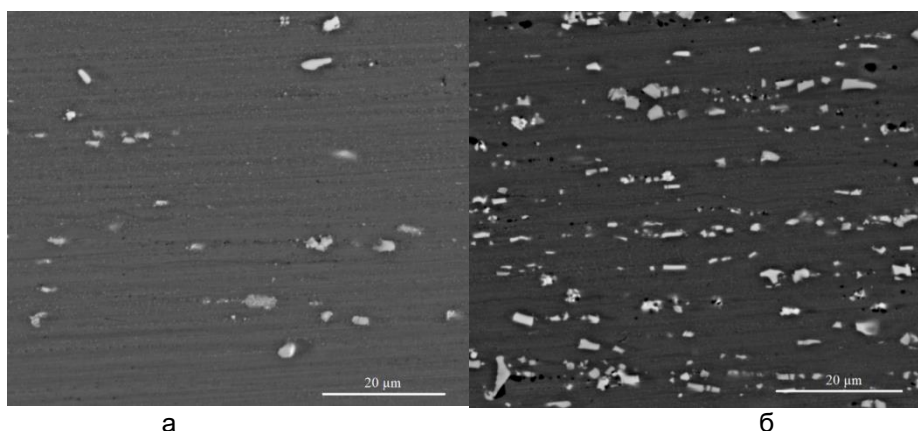


Рисунок1 – Микроструктура холоднокатаных листов сплавов Б (а) и Л (б) в исходном состоянии (ХП), СЭМ

Таблица 2 – Механические свойства холоднокатаных листов

Сплав	Состояние <sup>1</sup>	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.005}$ , МПа	$\delta$ , %
Б	ХП	345	338	0,6
	ХП400	304	226	7,1
Л	ХП	442	438	0,5
	ХП400	322	202	7,3

В табл.2 представлены результаты испытаний на разрыв холоднокатаных листов в исходном состоянии (ХП) и после одноступенчатых 3-часового отжига при 400 °С (ХП400). Из полученных результатов видно, что в состоянии ХП добавление Fe, Si, Mg и Zn значительно повышает предел прочности и предел текучести, при этом относительное удлинение остается на таком же низком уровне, как и у базового сплава. Однако более показательным являются состояние ХП400, когда формируется относительно стабильная структура. Отжиг снижает прочность и повышает пластичность обоих сплавов и делает механические свойства почти одинаковыми, несмотря на разный фазовый состав и микроструктуру (рис.1). Фрактографический анализ разрывных образцов в этом состоянии показывает, что размер ямок в сплаве Л (рис.2б) несколько меньше и они глубже, чем в сплаве Б (рис.2а). Из этого можно сделать вывод, что пластическая деформация до разрушения была достаточно велика. Это можно связать с равномерным распределением эвтектических частиц (рис.1б), что компенсирует отрицательный эффект, обусловленный их большей долей.

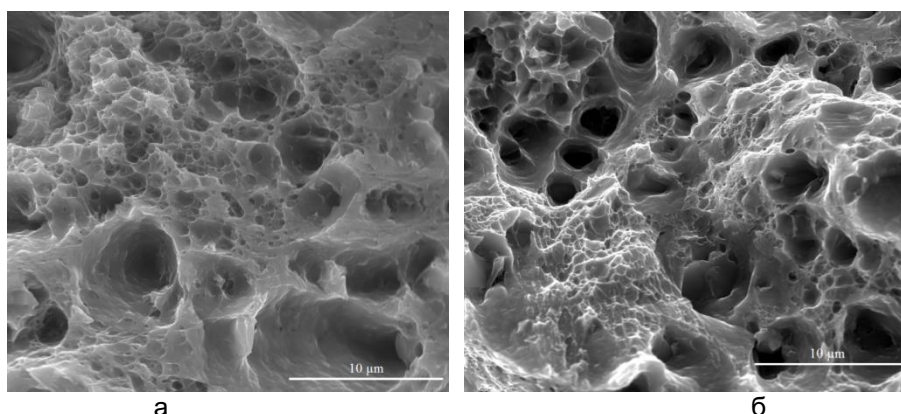


Рисунок 2 – Фрактограммы холоднокатаных листов сплавов Б (а) и Л (б) отожженных при 400 °С (ХП400), после испытания на растяжение, СЭМ

Таким образом, совокупность экспериментальных и расчетных данных показывает, что совместное добавление Fe, Si, Mg и Zn в количестве более 3% к сплаву Al-2%Cu-1,5%Mn не снижает механические свойства отожженных холоднокатаных листов. Из этого вытекает принципиальная возможность использования разнообразного вторичного сырья (содержащего основные элементы, присутствующие в алюминиевых сплавах разных систем легирования) для приготовления базового сплава Al-2%Cu-1,5%Mn, не требующего гомогенизации и закалки

**Статья подготовлена в рамках гранта РФФ 20-19-00249-П.**

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Raabe, D., Ponge, D., Uggowitzer, P. J., Roscher, M., Paolantonio, M., Liu, C., Pogatscher, S. Making sustainable aluminum by recycling scrap: The science of “dirty” alloys // *Progress in Materials Science*. 2022. Vol. 128. P. 100947.
2. Arowosola A., Gaustad G. Estimating increasing diversity and dissipative loss of critical metals in the aluminum automotive sector // *Resources, Conservation and Recycling*. 2019. Vol. 150. P. 104382.
3. Mansurov, Y.N., Rakhmonov Analysis of the phase composition and the structure of aluminum alloys with increased content of impurities, *Non-ferrous Metals*, 2018, 45(2), P. 37.
4. Belov N.A., Akopyan T.K., Shurkin P.K., Korotkova N.O. Comparative analysis of structure evolution and thermal stability of experimental AA2219 and model Al-2wt.%Mn-2wt.%Cu cold rolled alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. V. 864, P. 158823.
5. Belov, N. A., Cherkasov, S. O., Korotkova, N. O., Yakovleva, A. O., Tsydenov, K. A. Effect of Iron and Silicon on the Phase Composition and Microstructure of the Al-2% Cu-2% Mn (wt%) Cold Rolled Alloy // *Physics of Metals and Metallography*. 2021. Vol. 122(11). P. 1095.

**КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ СИСТЕМЫ ПОЛИМЕР –  
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ АЛМАЗ – ДИОКСИД КРЕМНИЯ**

**Костюкевич П.А., Кузей А.М., Лебедев В.Я.**

*Государственное научное учреждение «Физико-технический институт  
Национальной академии наук Беларуси», г. Минск, Республика Беларусь  
e-mail: kostykevichP@yandex.ru*

Основные принципы повышения физико-механических характеристик, разработанные для металлических сплавов, такие как комплексное легирование твёрдого раствора, повышение концентрации легирующих элементов в твёрдом растворе, формирование в твёрдом растворе ультрадисперсных частиц когерентных, не когерентных с матрицей, различных форм и преимущественной ориентации могут быть применены при разработке композиционных материалов с полимерной матрицей. Понятие «композиционный материал», которое было введено для материалов, представляющих собой искусственное сочетание нескольких материалов, объединённых между собой различными методами с образованием волокнистых, слоистых, сетчатых, объёмных и других структур. Структуры, характерные для композиционных материалов имеют и материалы растительного происхождения, а так же материалы, полученные металлургическими методами. Общим для обоих классов материалов являются закономерности влияния структуры материала на его физико-химические характеристики.

Ультрадисперсные компоненты композиционных материалов могут вводиться в матрицу различными методами. Основной проблемой при совмещении ультрадисперсного компонента с другими, превосходящими его по размерам частиц, является неравномерное распределение ультрадисперсных частиц и их агломерирование.

Композиционные материалы полимер – диоксид кремния – алмаз получали смешением пирогенного диоксида кремния с раствором фенолформальдегидной смолы (СФП-012А) в этиловом спирте. В отдельной серии экспериментов в суспензию вводили алмазный порошок фракции 100/80 мкм динамического синтеза (Попигайского месторождения, РФ). Суспензию сушили при 330 – 340 К, дробили, образующиеся гранулы спекали при 435 К и давлении 50 МПа. По этому режиму, горячим прессованием шихты фенолформальдегидная смола – диоксид кремния – алмаз был изготовлен алмазно-абразивный инструмент формы 1А1 (150×5×6×32, 100/80, 125 отн. %), который использовался при шлифовании природного алмаза массой 70 мг. Продукты изнашивания монокристалла алмаза и алмазосодержащего композиционного материала отделяли от смазочно-охлаждающей жидкости, термообработывали и выделяли частицы алмаза. Структуру композиционных материалов полимер – диоксид кремния анализировали по морфологии поверхностей их разрушения.

После высушивания суспензии полимер – диоксид кремния – этиловый спирт формируется композиционный материал (прекурсор), морфология поверхности разрушения которого, представляет совокупность округлых выступов (глобул), разделённых прослойками полимера. Термообработка прекурсора и образование композиционного материала не приводит к изменению морфологии поверхности разрушения (микроструктуры) композиционного материала. Размеры глобул составляют 0,1 – 0,05 мкм, а концентрация кремния в выступах (глобулах) достигает 4,26 масс. %, в прослойках полимера – 0,86 масс. %. Горячее прессование прекурсора приводит к формированию компакта с участками с волокнистой структурой, наряду с глобулярной (рис. 1в). Твёрдость композиционного материала полимер – диоксид кремния составила 84 HRT<sub>15</sub>, алмазосодержащего композиционного материала – 61 HRB.



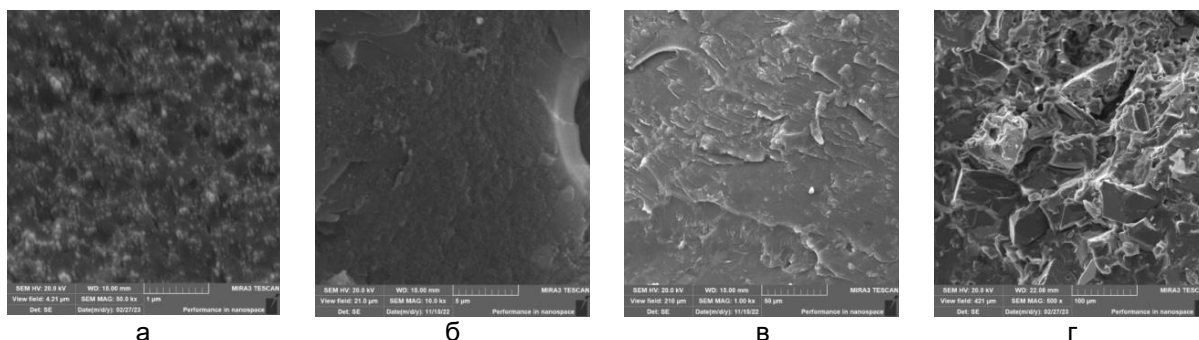


Рисунок 1 – Микроструктуры композиционных материалов системы полимер – диоксид кремния (а, б, в) и полимер – диоксид кремния – алмаз (г)  
 а – после сушки при 330 К; б – после термообработки при 435 К  
 в, г – после горячего прессования при 435 К

По данным рентгеновского анализа, прекурсор композиционного материала и композиционный материал имеют квазиаморфную структуру (рис. 2).

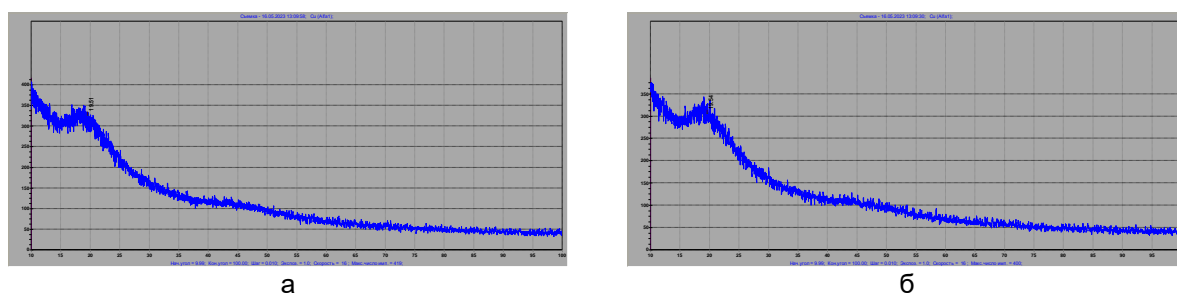


Рисунок 2 – Рентгенограммы прекурсора композиционного материала системы полимер – диоксид кремния (а) и композиционного материала системы полимер – диоксид кремния (б)

Режущая способность алмазно-абразивного инструмента при обработке монокристалла алмаза составляла 1,5 мг/мин. Доля частиц алмаза в шламе составляла 8,7 масс. % от содержания алмазов в изношенном алмазосодержащем слое инструмента.

Формирование глобулярной структуры в прекурсоре композиционного материала после высушивания суспензии полимер – диоксид кремния – этиловый спирт свидетельствует о межчастичном взаимодействии в системе полимер – диоксид кремния. Исходная глобулярная структура прекурсора сохраняется после его термообработки и, частично, после горячего прессования (рис. 1 а, б, в). Отсутствие пиков на рентгенограмме прекурсора, принадлежащих гексаметилентетрамину, входящему в состав фенольного связующего (СФП-012А), обусловлено его растворением в фенолформальдегидной смоле. Разрушение алмазосодержащего композиционного материала происходит по связке (композиционному материалу полимер – диоксид кремния), а не по поверхности алмазных зёрен, что указывает на смачивание суспензией поверхности алмазных зёрен. Размеры частиц пирогенного диоксида кремния составляют 20 – 40 нм и соизмеримы с размерами макромолекул полимера. В таких наноразмерных системах проявляется как адгезионное взаимодействие между полимером и диоксидом кремния, так и химическое между функциональными группами (–ОН) полимера и диоксида кремния, что и приводит к образованию сгустков полимер – диоксид кремния (стадия инфильтрации полимера в агломераты) и затем при высушивании к образованию глобул. Размеры индивидуальных частиц диоксида кремния, макромолекул полимера, присутствие в них функциональных групп, способных взаимодействовать друг с другом, позволяет рассматривать композиционный материал полимер – диоксид кремния как гибридный. Морфология поверхности разрушения алмазосодержащего композиционного материала с матрицей полимер – диоксид кремния, доля частично разрушенных алмазных зёрен в шламе указывает на высокую адгезионную прочность границы алмаз – (полимер – диоксид кремния), что влияет и на физико-механические и эксплуатационные характеристики композиционного материала алмаз – (полимер – диоксид кремния).

## ТЕПЛОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ ТИПА «ЕСТЕСТВЕННЫЕ КОМПОЗИТЫ» НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Ca-Ce

Наумова Е.А., Васина М.А., Рогачев С.О.

НИТУ МИСИС, Москва, Россия

E-mail: jan73@mail.ru

В настоящее время многие отрасли промышленности требуют революционных изменений как со стороны создания новых конструкций и механизмов, так и разработки принципиально новых материалов для соответствующих изделий. Одной из таких областей является двигателестроение [1,2]. Для современных автомобилей требуются более мощные двигатели внутреннего сгорания, а вместе с этим предъявляются более жесткие требования к материалам для их изготовления. Используемые в большинстве двигателей сплавы системы Al-Si (силумины) в значительной мере утратили возможности к усовершенствованию, их прочность и жаропрочность уже не удовлетворяют современных конструкторов [3]. Поэтому требуются новые подходы к разработке сплавов и исследование новых систем легирования. Перспективными системами сейчас в мире считаются системы Al-PЗМ или Al-Ni-PЗМ [4-6]. В то же время исследователи [7,8] предлагают частично заменять дорогостоящие PЗМ (в частности, церий) и никель на кальций. В алюминиевых сплавах кальций является эвтектикообразующим элементом, практически не растворяется в алюминиевом твердом растворе и обеспечивает такие преимущества, как повышение теплостойкости, коррозионной стойкости, износостойкости и снижение плотности. Всё это определило выбор системы легирования в данном исследовании.

Сплавы системы Al-Ca-Ce получали в виде плоских слитков с размерами 15×30×180 мм литьем в графитовую изложницу. Составы сплавов приведены в табл.1. Слитки отжигали при температурах от 400°C до 600°C с интервалом 50°C и выдержкой на каждой ступени по 3 часа. Микроструктуру литых и термообработанных образцов изучали на оптическом микроскопе Olympus GX51 (ОМ) и сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 (СЭМ). Для расчета фазового состава использовали программу Thermo-Calc (база данных TCAL4), а для экспериментального определения критических температур – дифференциальный калориметр Setaram Labsys DSC 16.

Таблица 1 – Обозначение экспериментальных сплавов и содержание в них легирующих элементов (по шихте)

Обозначение	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Ca, мас. %	7	6,5	5	6	2	9	12	-	3	7,2	8,2	9
Ce, мас. %	2	3,5	4	6	8	2	-	12	9	4,8	3,8	3
Al, мас. %	остальное											

Согласно расчету, кристаллизация всех экспериментальных сплавов заканчивается эвтектическим превращением  $L \rightarrow [(Al)+Al_4Ca+Al_{11}Ce_3]$ . Сплавы с высоким содержанием кальция содержат в структуре иглообразные серые кристаллы фазы  $Al_4Ca$ , двойную эвтектику  $[(Al)+Al_4Ca]$  и тройную эвтектику  $[(Al)+Al_4Ca+Al_{11}Ce_3]$  (рис.1б). Сплав №2 полностью состоит из колоний эвтектики  $[(Al)+Al_4Ca+Al_{11}Ce_3]$  (рис.1в). А сплавы с избытком церия могут иметь в структуре ограниченные кристаллы фазы  $Al_{11}Ce_3$ , двойную эвтектику  $[(Al)+Al_{11}Ce_3]$  и некоторое количество тройной эвтектики (рис.1г). Анализ микроструктуры сплавов 1-6 показывает, что строение диаграммы состояния Al-Ce-Sa в области алюминиевого угла, полученное с помощью экспериментальных методов, в основном, совпадает с расчетными данными.

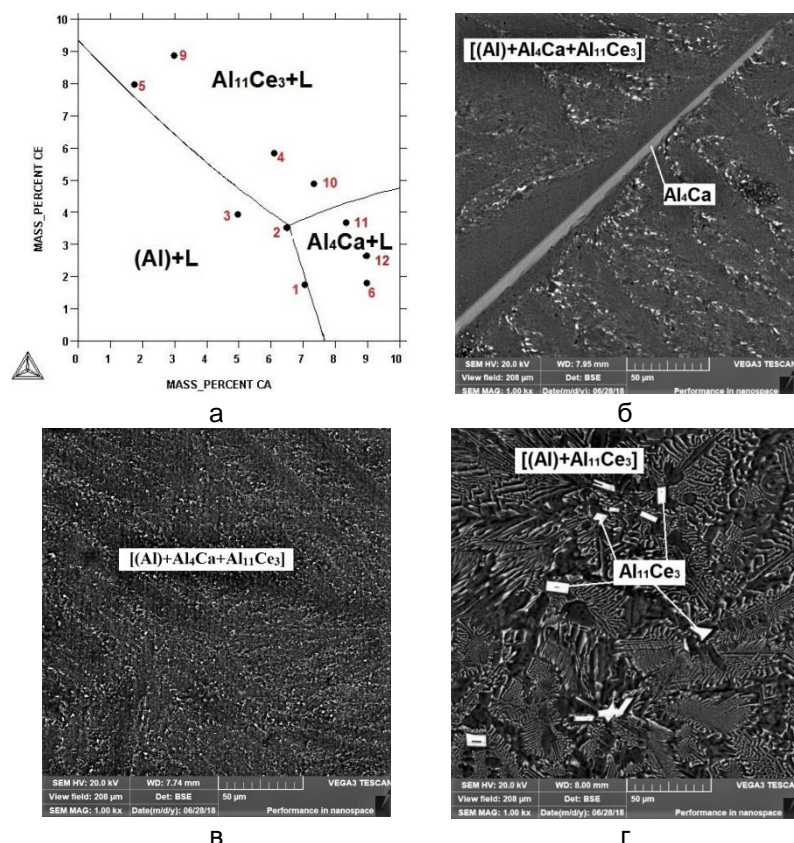


Рисунок 1 – Расчетная проекция поверхности ликвидус системы Al-Ca-Ce (экспериментальные сплавы) (а); Микроструктура сплавов в литом состоянии, СЭМ,  $\times 1000$ : Al7Ca2Ce (№1) (б); Al6,5Ca3,5Ce (№2) (в); Al2Ca8Ce (№5) (г)

В процессе исследования состава первичных кристаллов с помощью МРСА было установлено, что в фазе  $Al_{11}Ce_3(Al_4Ce)$  содержится некоторое количество кальция, а в фазе  $Al_4Ca$  растворяется церий (рис.2). Подобная взаимная растворимость не учитывается при расчете в программе Thermo-Calc.

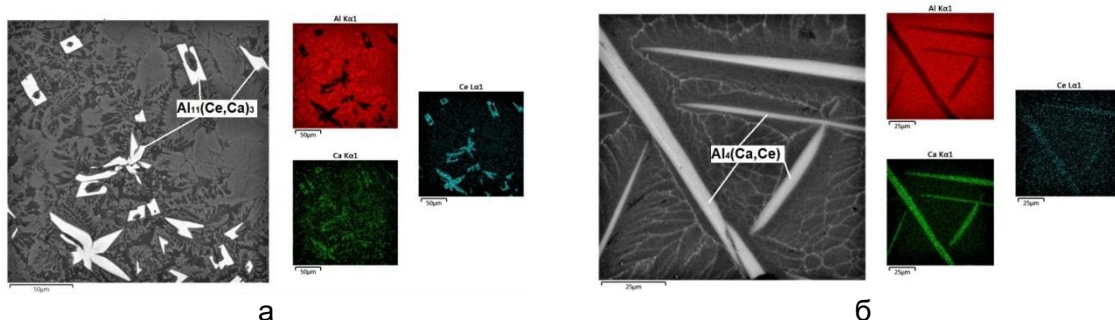


Рисунок 2 – Карты распределения элементов в сплавах: Al-3Ca-9Ce (а); Al-9Ca-3Ce (б)

Для всех экспериментальных сплавов были проведены расчеты в программе Thermo-Calc (модель Scheil-Gulliver), проведен прямой термический анализ и получены кривые ДСК. Все данные хорошо согласуются между собой. Температура тройной эвтектической реакции  $L \rightarrow [(Al)+Al_4Ca+Al_{11}Ce_3(Al_4Ce)]$  находится на уровне 610-615°C, что предполагает повышенную теплостойкость сплавов по сравнению, например с силуминами, у которых температура солидус соответствует 577°C [3].

Тройной сплав Al6,5Ca3,5Ce можно рассматривать, как перспективный эвтектический композит. В его структуре содержатся кристаллы фаз  $Al_{11}(Ce,Ca)_3$  и  $Al_4(Ca,Ce)$  в соотношении 1:4. Температура отжига перед горячей обработкой давлением должна соответствовать 500°C. По предварительным данным этот сплав

обладает высокими литейными свойствами (хорошей жидкотекучестью и не склонен к образованию горячих трещин), а также методом горячей прокатки из него были получены листовые полуфабрикаты с общим обжатием более 80%. В сравнительных испытаниях на сжатие цилиндрических образцов при температуре 300°C сплав Al<sub>6,5</sub>Ca<sub>3,5</sub>Ce показал предел текучести 40 МПа против 30 МПа у сплава АК12М2, что указывает на его более высокую теплостойкость.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Graf. A. Aluminum alloys for lightweight automotive structures. In Materials. Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles. 2nd ed.; Woodhead Publishing in Materials. 2021, pp. 97-123.
2. Мягков Л.Л., Гусев М.П. Экспериментальное определение коэффициентов в моделях пластичности и ползучести поршневого сплава // Двигателестроение. - 2020. - № 1. - С. 10-15.
3. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. - М.: МИСиС. 2005. - 376 с.
4. Cacciamani G., Ferro R. Thermodynamic Modeling of Some Aluminium-Rare Earth Binary Systems: Al-La, Al-Ce and Al-Nd // Calphad. - 2001. - V. 25. - N. 4. - P. 583-597.
5. Cao Z., Kong G., Che Ch., Wang Y., Peng H. Experimental investigation of eutectic point in Al-rich Al-La, Al-Ce, Al-Pr and Al-Nd systems // Journal of rare earth. - 2017. - V. 35. - N. 10. - P. 1022.
6. He Y., Liu J., Qiu Sh., Deng Zh., Zhang J., Shen Y. Microstructure evolution and mechanical properties of Al-La alloys with varying La contents // Materials Science & Engineering A. - 2017. - V. 701. - P. 134–142.
7. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. - М.: Руда и металлы, 2016. - 256 с.
8. Naumova E.A. Use of calcium in alloys: from modifying to alloying // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. - 2018. - T. 59. - № 3. - С. 284-298

**Статья подготовлена в рамках гранта РФФИ 20-19-00746-П**

## ДИНАМИКА ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА МАРТЕНСИТ-АУСТЕНИТ В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА В ИМПУЛЬСНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ ДО 200 КЭ

Гамзатов А.Г.<sup>1</sup>, Камилов К.И.<sup>1,2</sup>

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

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

\*e-mail: gamzatov\_adler@mail.ru

В данной работе приводятся результаты исследования влияния скорости развертки импульсного магнитного поля на фазовый переход мартенсит-аустенит в сплаве  $(\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{40})_{0.95}\text{Sn}_{13}\text{Co}_{0.05}$  путем измерения намагниченности и магнитострикции. На рис. 1(a) представлена температурная зависимость действительной части магнитной восприимчивости в режимах нагрева и охлаждения. На зависимости  $M(T)$  вблизи МСФП наблюдается гистерезис шириной  $\sim 31$  К. Характеристические температуры начала и конца мартенсита и аустенита, полученные тангенциальным методом, обозначены  $M_S=146$  К,  $M_I=134$  К,  $A_S=166$  К и  $A_I=179$  К, соответственно.

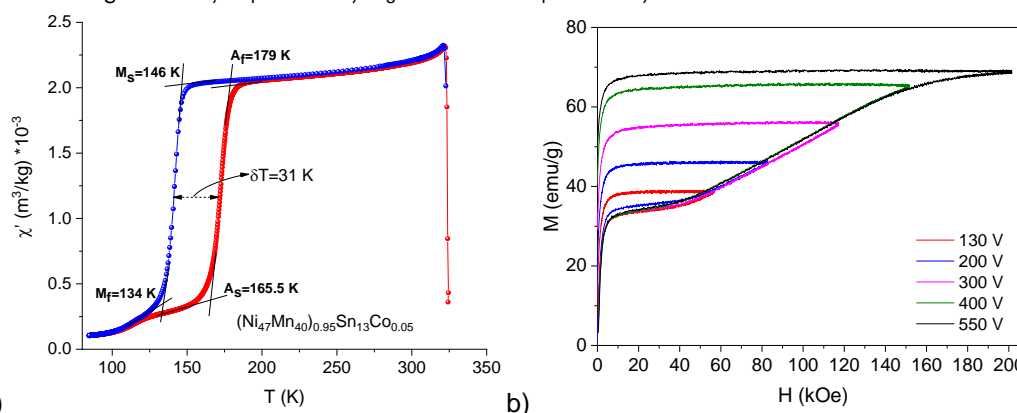


Рисунок 1 – а) Температурная зависимость действительной части магнитной восприимчивости. б) Зависимость намагниченности от магнитного поля различной интенсивности при начальной температуре  $T=165$  К.

Измерения намагниченности и магнитострикции в импульсных полях проводились при  $T=165$  К близкой к температуре  $A_S=166$  К. Протокол измерений был следующим: образец предварительно охлаждался намного ниже температуры  $M_I$ , далее образец нагревался до нужной температур (в данном случае до 165 К) и включали импульсное магнитное поле интенсивности 60, 80, 150, 150 и 220 кЭ. Время импульса для каждого поля постоянное и равно 4.5 мс, т.е. в наших экспериментах полученные кривые представляют из себя адиабаты, а не изотермы. Для измерения каждого последующего импульса, образец нагревался выше температуры  $A_I$  и затем охлаждался ниже температуры  $M_I$  и далее процесс измерения для каждого поля повторяли аналогичным образом. По аналогичному протоколу были проведены измерения магнитострикции.

Как видим, из рис.1.b фазовый переход мартенсит-аустенит в образце  $(\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{40})_{0.95}\text{Sn}_{13}\text{Co}_{0.05}$  не обратим даже в магнитных полях до 220 кЭ. При этом какой-либо заметной временной задержки МСФП в зависимости от продолжительности импульса не обнаружено. Аналогичные результаты получены и по данным магнитострикции.

Исследование выполнено за счет средств Российского научного фонда (проект № 22-19-00610, <https://rscf.ru/en/project/22-19-00610/>).

**ВЛИЯНИЕ ПОДВИЖНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА ПУТИ ФОРМИРОВАНИЯ И РАЗМЕР КРИСТАЛЛИТОВ НАНОСТРУКТУР ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ**

**Пилюгин В.П., Воронова Л.М., Дегтярёв М.В., Мелкозёров Д.И., Пацелов А.М.,  
Постовалова К.А., Сосян Д.А., Чащухина Т.И.**

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

На основе обширных экспериментальных данных по изучению деформационной фрагментации ряда переходных *d*-металлов приводящей к формированию субмикро- и нанокристаллической (СМК и НК) структуры, выполнено обобщение связи между дислокационной подвижностью и путями фрагментации, формой и размером кристаллитов.

Объектами исследования выбрали металлы с различным типом кристаллической решётки, числом систем скольжения, значениями энергии связи, энергии дефектов упаковки, температуры плавления и эффектом барической пластификации. Достижение наибольших деформаций, приводящих к образованию СМК и НК структуры возможно методом сдвига под давлением (СПД). Предельное деформационное измельчение структуры металлов определяется различными, чаще всего техническими, причинами: недостаточное квазигидростатическое давление, допускающее разрушение после достижения некоторой деформации, чрезмерное утонение образца и др.

Анализ вида структур предельно деформированных металлов позволил выявить пути формирования и тип конечной нанокристаллической структуры, который определяются дислокационной подвижностью металла, зависящей, в свою очередь, от множества параметров. В их числе фундаментальные физические параметры металлов и их комбинации, в том числе упругие модули ( $G$ ,  $B$ ), гомологическая температура ( $\theta = T_{\text{деф.}}/T_{\text{пл.}}$ ), ЭДУ ( $\gamma$ ), вид и энергия связи атомов.

ЭДУ определяет механизм деформации и тип формирующейся микроструктуры. Поэтому в металлах с низкой ЭДУ (ГПУ-металлы) в формировании НК структуры большой вклад вносит деформационное двойникование и локализация деформации в полосах.

В металлах, для которых комнатная температура является высокой гомологической температурой (алюминий, медь), деформация приводит к динамической рекристаллизации (ДР), определяющей самостоятельный путь формирования микроструктуры. Если же понизить температуру деформации для предотвращения ДР, то при неизбежном отогреве до комнатной температуры в формирование структуры вмешивается статическая рекристаллизация. В ряде металлов (никель, ниобий) деформация на стадии СМК структуры приводит к развитию динамического возврата и «замораживанию» структурного состояния (достижение минимального для данных условий деформации размера микрокристаллитов и твердости металла). В группе металлов - железо, молибден (для которых комнатная температура составляет  $T_{\text{пл}}$ ) во всем экспериментально достигнутом интервале деформации (СПД) происходит непрерывное деформационное измельчение микроструктуры. Эти процессы, сопровождающие деформацию, необходимо учитывать при создании модели измельчения микроструктуры.

Что касается металлов с высокой долей ковалентной связи, например, марганца, то снижение его дислокационной подвижности при снижении температуры обработки до 80 К привело к его деформационной аморфизации. Т.е. плотность дислокаций в марганце, в силу блокирования их подвижности, и, соответственно способности к аннигиляции и выходу на границы кристаллитов и поверхность образцов достигает величин, при которых теряется даже ближний порядок кристаллической решётки. Можно предположить, что в других металлах с высокой

долей ковалентной связи, например, в технеции, также может быть получено аморфное состояние при аналогичном бародеформационном воздействии.

В докладе обсуждаются различные модели измельчения микроструктуры чистых металлов при деформации.

**Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление» Г.р. № 122021000032-5).**

## **СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В ПРУТКАХ**

**Волокитина И.Е., Панин Е.А., Федорова Т.Д., Лавринюк Д.Н.**

*Карагандинский индустриальный университет,  
г. Темиртау, Казахстан, dyusha.vav@mail.ru*

Требования к свойствам конструкционных материалов в современных условиях становятся все более сложными и дифференцированными. В первую очередь это относится к ответственным металлическим изделиям, используемым в жестких условиях эксплуатации в аэрокосмической, химической, медицинской и других отраслях промышленности. Одним из способов повышения прочности материалов является уменьшение размеров кристаллитов от микронных до наноразмеров. В результате такие материалы, как наноструктурированные алюминий и медь, оказываются тверже высокопрочных сталей, но при этом они становятся очень хрупкими и разрушаются при растяжении, предположительно из-за локализации деформации.

Одним из методов повышения эксплуатационных характеристик изделий является использование металлических материалов с градиентной структурой [1, 2]. Градиентные структуры - это структуры, в которых одно или несколько свойств изменяются в определенном направлении. Это, во-первых, свойства структуры (размер зерна, зерна второй фазы, концентрация вторых элементов, параметры кристаллической решетки матрицы, скалярная и избыточная плотность дислокаций, амплитуда поля дальних напряжений, степень ориентации элементов субструктуры и т.д.) и, во-вторых, связанные с ней физико-механические свойства (микротвердость, износостойкость и т.д.) [1].

Градиентные структуры возникают не только в результате различных видов воздействий на поверхность материала, но и при объемных методах обработки материала, например, ковке, прокатке, волочении, штамповке. Степень распространения градиентной структуры возникает не только в результате различных видов воздействия на поверхность материала, но и при объемных методах обработки материала. Причем степень распространения градиентной структуры в этом случае может быть даже больше, чем при поверхностных воздействиях. Следует отметить, что при прокатке градиентные структуры возникают как на прокатываемом материале, так и на валках прокатного стана.

В таких структурах по мере удаления от поверхности изменяются такие свойства, как фазовый состав, плотность дефектов и их микроструктура (субструктура), ячейки, фрагменты, субзерна и размер зерен. При этом концентрация легирующих элементов и примесей изменяется в том же направлении. По мере удаления от поверхности изменяются температурно-скоростные условия фазового превращения и, соответственно, степень завершенности фазового превращения. Одновременно должны изменяться и эксплуатационные технологические свойства, такие как твердость и прочность, пластичность и коррозионная стойкость, внутренние напряжения и плотность трещин.

**Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № AP19678974)**

### **СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Козлов, Э. В. Градиентные структуры в перлитной стали / Э.В. Козлов, В.Е. Громов, В.В. Коваленко и др. Новокузнецк: СибГИУ, 2004. 224 с.
2. Иванов Ю. Ф. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний на наномасштабном уровне в прокатных валках / Ю. Ф. Иванов, О. Ю. Ефимов, В. В. Коваленко // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2008. - 4. - С. 55-58.



## МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОВОЛОКЕ

**Волокитин А.В., Федорова Т.Д., Лавринюк Д.Н., Денисова А.И.**

*Карагандинский индустриальный университет,  
г. Темиртау, Казахстан, tanyusik88@bk.ru*

Одной из наиболее актуальных проблем металлургии и машиностроения является повышение физико-механических свойств изделий и полуфабрикатов из металлов и сплавов. Решение этих проблем лежит в области создания высокоэффективных технологий с использованием современных и перспективных методов металлообработки. Поэтому большое значение имеют исследования, направленные на решение проблемы получения длинномерных материалов со свойствами, сочетающими одновременно высокую прочность и пластичность, при условии использования относительно простого и недорогого оборудования, позволяющего затрачивать на изготовление изделия минимально возможное время.

Традиционные способы деформации, такие как волочение и холодная прокатка, предполагают микроструктурное измельчение. Однако субструктура при этом остается преимущественно ячеистой с вытянутыми в направлении волочения или прокатки зернами и высокой долей малоугловых границ.

Обращаясь к процессу волочения, который является одним из основных непрерывных методов обработки металлов давлением производства проволоки, можно утверждать, что на данный момент имеет место усложнение классического способа волочения путем комбинирования с другими воздействиями на металл или расширения диапазонов технологических режимов волочения.

Использование методов интенсивной пластической деформации, таких как кручение под высоким давлением, равноканальное угловое прессование (РКУП), многосторонняя ковка, винтовая экструзия приводит к измельчению структуры сплавов, однако они не применимы для получения длинномерных ультрамелкозернистых заготовок. Результатом приближения процессов интенсивной пластической деформации (ИПД) к условиям промышленного производства стали непрерывные методы ИПД.

Метод Conform [1] разработан в 1971 г. в Англии и представляет собой разновидность непрерывного прессования. Конформ основан на непрерывной деформации заготовки путем подачи ее силами активного трения в рабочий канал, образованный башмаком и подвижным вращающимся колесом с ручьем в виде канавки по периферии, при этом в торце башмака установлена матрица, которая формирует распрессовочную камеру. В данном методе непрерывное прессование происходит за счет сил активного трения между рабочим колесом и заготовкой. Выдавливание может происходить не только в направлении вращения рабочего колеса, но и в направлениях, перпендикулярных оси рабочего колеса, в том числе и радиальном. Также следует отметить, что традиционные методы Конформ характеризуются высокой энергоемкостью и повышенной неоднородностью деформации. Новым направлением в развитии этого метода является его разработка в качестве метода ИПД для получения сортового проката с ультрамелкозернистой структурой [1].

За последние годы было разработано большое количество схем типа Conform [2]. Такие процессы, как РКУП-Conform, позволяют получать длинномерные полуфабрикаты (проволока, катанка, прутки) с УМЗ структурой и имеют высокий коэффициент использования металла. Однако данные методы имеют недостаток, связанный с многоцикловостью обработки и с тем, что для получения высокого комплекса свойств в металлических материалах, как правило, требуется проведение 3-8 циклов прессования одной заготовки. Для решения данной проблемы авторами [1] разработан новый метод ИПД – Мульти-РКУП-Конформ, обеспечивающий высокий уровень накопленной деформации за один цикл обработки и интенсивное измельчение исходной структуры.

Еще одним из методов получения длиномерных заготовок является Лайнекс, который предложен специалистами фирмы «Western Electric Co» (США). Непрерывное прессование происходит за счет сил активного трения, возникающих между плоскими поверхностями звеньев цепей и верхней и нижней плоскостями заготовки, имеющей прямоугольное поперечное сечение. Величина давления прессования зависит от разности сил трения на смазанных и несмазанных плоскостях заготовки. Этот способ применяется для производства алюминиевых шин и проволоки на заводах фирмы «Venscuck» (США). Максимальная величина коэффициента вытяжки на порядок меньше, чем при реализации способа Конформ, что и является основным недостатком данного процесса.

Процесс Экстроллинг был предложен в 1975 г., запатентован Б. Авитцуром в 1976 г [3,4]. Этот способ совмещает прокатку и прессование в одном очаге деформации. Главное отличие данного способа от Конформ состоит в более эффективном заполнении полости калибра металлом заготовки и меньших потерях мощности на трение реактивного действия. Недостатком процесса является небольшое единичное обжатие и ограниченная длина получаемого изделия. Этот способ не нашел промышленного применения, так как не обеспечивает устойчивого течения металла и создания необходимых для выдавливания металла давлений [4].

Также следует отметить способ равноканальной угловой свободной протяжки (РКУПротяжка), приводящий к формированию ультрамелкозернистой структуры в длиномерных заготовках круглого поперечного сечения [5]. Данный процесс заключается в многократном протягивании проволоки через специальные матрицы, в конструкции которых предусмотрены два пересекающихся под углом канала.

Многие из этих методов основаны на изгибе, как например многократное угловое накопительное волочение, описанное в работе [6]. В отличие от РКУПротяжки, способ многократное угловое накопительное волочение характеризуется сложным режимом изменения вида деформаций – обжатием диаметра, растяжением и кручением, который влияет на изменение микроструктуры конечного продукта, что при соответствующем контроле приводит к улучшению свойств, что особенно важно для сплавов, не характеризующихся сложным составом.

Авторами [7] предложен способ непрерывного деформирования металлических изделий разного поперечного сечения. Процесс включает в себя реализацию непрерывного цикла деформации через равноканальную многоугловую матрицу. Как и в предложенном, так и в другом способе, проблема с реализацией подачи заготовки в инструмент решена путем использования комплекса насеченных роликов.

В одном из вариантов применения данного способа предложено использовать пару подобных роликов с целью вытягивания заготовки на выходе из матрицы, далее заготовка наматывается на барабан с целью обеспечения непрерывности.

При этом, одним из важных условий процесса является поддержание равенства скоростей на входе и выходе из инструмента тягового и заталкивающего инструмента. Также предлагается в качестве калибрующего прохода использовать ролики меньшего диаметра при этом необходима соответствующая корректировка скоростей вращения роликов. В данном способе с целью снижения лобового сопротивления со стороны вертикального канала предлагается делать значительные скругления стыков, что непосредственно снижает показатель деформации сдвига.

Идея, предложенная Суриади и др. [8] проталкивать заготовку через пересекающиеся каналы с целью устранения проблемы, связанной с нагрузкой сжатия при РКУП дала начало новому понятию в ИПД процессах известной как равноканальное угловое волочение РКУВ. РКУВ имеет значительные преимущества по сравнению с РКУП, во-первых, длина заготовки не ограничивается технологическими параметрами процесса, а именно нестабильностью давящего пуансона, и, во-вторых, РКУВ может быть использовано как промежуточная операция в других смежных областях промышленности. Особенность состоит в том, что характер течения материала больше схож с изгибом при растяжении. В данном способе заготовку вначале изгибают с целью заполнения каналов матрицы, а затем протягивают.

Однако данный процесс не лишен недостатков. Так при прохождении заготовкой плоскости сдвига, внесенная сдвиговая деформация также приводит к некоторому изменению поперечного сечения, а именно к утонению заготовки [8].

#### **Заключение**

В последние годы появились новые способы повышения свойств длинномерных заготовок за счет целенаправленного формирования ультрамелкозернистой структуры металлов и сплавов при различных видах деформирующего воздействия. Изменение размера зерна в процессе деформации позволяет существенно улучшить механические и физические характеристики металлов и сплавов. С этой точки зрения одной из актуальных проблем, решаемых в настоящее время исследователями, является создание методов деформационного наноструктурирования металлов и сплавов, которые по своим технологическим параметрам и производительности могли бы быть адаптированы к современному промышленному производству. В нашем обзоре показано, что использование комбинированного воздействия при производстве длинномерных заготовок обеспечивает формирование УМЗ структуры и повышенных механических свойств.

**Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № AP19676903).**

#### **СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Фахретдинова, Э. И. Разработка модели силовых параметров нового метода интенсивной пластической деформации Мульти РКУП-КОНФОРМ / Э. И. Фахретдинова, Г. И. Рааб, М. М. Ганиев // Сборник научных трудов I Международной научной конференции молодых ученых, Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2014. – С.172-174.
2. <https://bwe.co.uk/>
3. Горохов, Ю. В. Методология исследования совмещенного процесса непрерывного литья и прессования металлов / Ю. В. Горохов, В. Г. Шеркунов, И. Л. Константинов // Вестник Южно-Уральского государственного университета, 2014. - 15. – С. 82-88.
4. Fastyskovskij, A. R. Region for extruding feasibility and effective deformation modes // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2011. – 52. – P. 230-233.
5. Чукин, М.В. Проектирование инструмента для равноканальной угловой протяжки проволоки / М. В. Чукин, Д. Г. Емалеева // Известия ТулГУ. Технические науки, 2014. –10. – С. 62-67.
6. Muszka, K. Influence of strain path changes on microstructure inhomogeneity and mechanical behavior of wire drawing products / K. Muszka, M. Wielgus, J. Majta, K. Doniec, M. Stefanska-Kacziela // Mater. Sci. Forum, 2010. – P. 314-317.
7. Пат. 224787 Испания. Proceso para el estirado de materiales metálicos en canal poliangular / Perez L., Javier U., Perez-Illzarbe; опубли. 16.04.2005. – 7 с.
8. Chakkingal, U. The development of microstructure and the influence of processing route during equal channel angular drawing of pure aluminum / U. Chakkingal, A. Suriadi, P. Thomson // Materials Science and Engineering, 1999. – 266. – P. 241-249.

## **ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ TiNi СТЕНТОВ**

**Рубаник В.В. мл.<sup>1</sup>, Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Ужекина А.Н.<sup>1</sup>, Денисенко В.Л.<sup>2</sup>,  
Бухтаревич С.П.<sup>2</sup>, Денисенко Э.В.<sup>2</sup>, Орловский Ю.Н.<sup>3</sup>, Дородейко В.Г.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,  
Витебск, Республика Беларусь, ita@vitebsk.by

<sup>2</sup>УЗ «Витебский областной клинический специализированный центр»,  
Витебск, Республика Беларусь

<sup>3</sup>ГУО «Белорусская медицинская академия последипломного образования»,  
Минск, Республика Беларусь»

<sup>4</sup>ЗАО «Медицинское предприятие «Симург», Витебск, Республика Беларусь

Работа колоректальных, трахеобронхиальных, билиарных стентов и хирургического инструмента из TiNi сплава основана на эффекте сверхупругости, позволяющем заправлять изделие в систему доставки, а после извлечения из нее под воздействием радиальной силы восстанавливать первоначальную форму поврежденным органам. Естественно, ключевым функциональным параметром стентов является радиальная упругость, определяемая, как ответная реакция на деформирование изделия в поперечном направлении.

Конструкции стентов представляет собой самораскрывающуюся трубчатую систему с сетчатой стенкой из спирально уложенных металлических нитей. Нити образуют многозаходные винтовые спирали, причем одна группа нитей с общим направлением намотки переплетена с другой группой нитей, имеющей противоположное направление намотки. Концы нитей двух групп по торцам сетки соединены между собой. Плетение осуществляется путем навивки проволоки на специальную оправку с последующей термической обработкой [1].

При приложении небольших осевых усилий нити двух групп скользят друг по другу. Угол наклона их изменяется, но общая форма сетчатого каркаса благодаря плетениям разных групп нитей между собой и соединениями разных групп нитей в целом сохраняется при уменьшении диаметра каркаса.

Технологический процесс изготовления стентов предусматривает проведения ряда последовательных термообработок:

- перед плетением стента с целью повышения пластичности при навивке на оправку;
- на оправке с целью придания стенту цилиндрической формы (рис.1);



Рисунок 1 – Вид оправки для плетения стентов

- для придания чашеобразной или иной формы окончаниям стента (рис. 2) или хирургического инструмента для лечения экстрасфинктерных параректальных свищей прямой кишки (рис. 3)

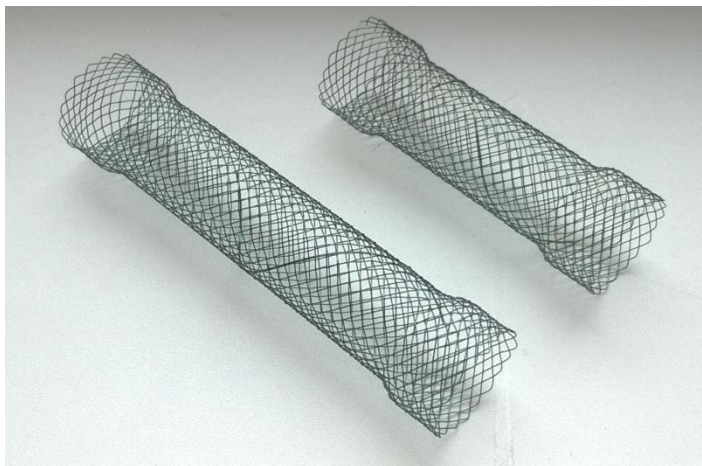


Рисунок 2 – Разновидности колоректальных стентов без покрытия ИТА НАН Беларуси.

Особая конструкция имплантата обеспечивает комфортность ощущений пациента после его установки. Эластичные концы стента не имеют острых краев, что позволяет избежать повреждения стенок сосуда при его установке и извлечении.

На разработанные колоректальные стенты получены Технические условия Республики Беларусь и налажено их производство на базе Института технической акустики Национальной академии наук Беларуси. Предложено также оригинальное устройство для доставки стента в поврежденную зону прямой кишки [2].

Совместно с сотрудниками медицинских учреждений Беларуси разработаны медицинские изделия из TiNi сплава: хирургический инструмент для лечения экстрасфинктерных параректальных свищей прямой кишки (рис. 3а) [3] и оригинальная технология изготовления трахеобронхиальных J-образных стентов (рис. 3б).

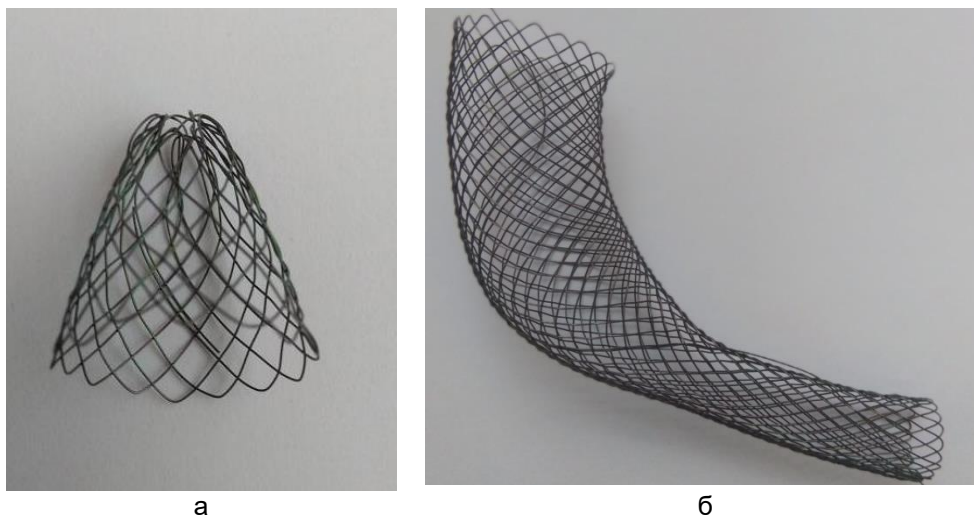


Рисунок 3 – а) Вид хирургического TiNi инструмента для лечения экстрасфинктерных параректальных свищей прямой кишки; б) Вид трахеобронхиального J-образного TiNi стента

TiNi инструмент для лечения экстрасфинктерных параректальных свищей испытан в Витебском областном клиническом специализированном центре на нескольких больных. Так больной П., 37 лет, поступил в проктологическое отделение с жалобами на наличие свища в промежности с обильным гнойным выделением. Заболевание началось около 1,5 года назад с ишиоректального парапроктита, который был вскрыт в данном отделении. В последующем сформировался свищ в области

промежности. При поступлении проведена ревизия свищевого хода, входное отверстие которого было расположено на «11 часах» (по циферблату) с подковообразным гнойным затеком на «3 часах» в 4 см от края ануса. При ревизии зондом обнаружено, что свищ расположен выше сфинктера, его внутреннее отверстие узкое и расположено на «3 часах». Диагностирован переднебоковой экстрасфинктерный свищ прямой кишки с затеком и гнойной полостью. Пациенту под спинальной анестезией проведено иссечение свища и гнойной полости до стенки прямой кишки. Зондом лигатура (капрон N5) проведена через свищ, латеральный конец лигатуры выведен наружу. Концы лигатуры закреплены на конусном упругом элементе из TiNi сплава высотой 1,5 см и диаметром основания 1,0 см (рисунок 4) [4].

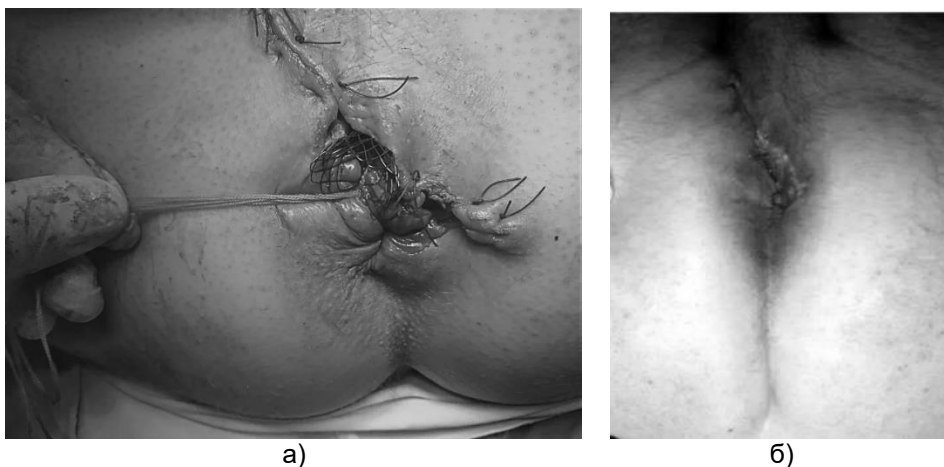


Рисунок 4 – а) Введение хирургического TiNi инструмента в область иссеченной гнойной полости параректального свища; б) Вид раны на 15 сутки после операции

Рана защищена тампоном с мазью «левомиколь», наложена антисептическая повязка. На 9-е сутки лигатура прорезала мягкие ткани и выпала из раны. На 15-е сутки пациент в удовлетворительном состоянии выписан домой. Послеоперационный период прошел без осложнений, осмотрен через месяц, 6 месяцев, 8 месяцев – рецидива заболевания нет. По сравнению с аналогичными пациентами период нетрудоспособности больного П. сократился на 1 месяц.

1. Стент: пат. 2089131 Росс. Федерация, А61F2/06, А61F2/01/ С.А.Пульнев, А.В. Карев, С.В. Щукин; № 93058166/14; заявл. 28.12.93; опубл. 10.09.1997.

2. Устройство доставки колоректального стента: патент 22342 Респ. Беларусь: А 61F 2/95 (2006.01) / В.В.Рубаник, В.В.Рубаник мл., В.Л.Денисенко, С.П.Бухтаревич, Ю.М.Гаин, С.А. Легкоступов; дата публ.:30.10.2017.

3. Устройство для лечения экстрасфинктерных параректальных свищей прямой кишки: пат. 23330 Респ. Беларусь: А 61В 17/32 / В.В.Рубаник, В.В.Рубаник мл., В.Л. Денисенко, Э.В. Денисенко; дата публ.: 28.02.2021.

4. Гаин Ю.М., Денисенко Э.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Денисенко В.Л., Шахрай С.В., Гаин М.Ю. Устройства из материала с памятью формы для лечения свищей прямой кишки. / Хирургия. Восточная Европа, 2021, том 10, №3. - С. 291-304.

## ЗАДАНИЕ ФОРМЫ TiNi СПЛАВАМ С ПОМОЩЬЮ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

Ломач М.С.<sup>1</sup>, Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Багрец Д.А.<sup>1</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1</sup>, Вегера И.И.<sup>2</sup>,  
Гайлевич Э.В.<sup>2</sup>, Цыкунов П.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Республика  
Беларусь, ita@vitebsk.by

<sup>2</sup>ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», Витебск, Республика  
Беларусь

Сплавы никелида титана (TiNi) представляют особый класс материалов («smart» materials) благодаря проявляемым ими эффектам памяти формы (ЭПФ). Задание требуемой формы изделиям из сплава с ЭПФ традиционно осуществляют с помощью изотермической выдержки при определенной температуре с последующим охлаждением или закалкой. Нагрев, при этом, может быть как косвенным – в печи, так и прямым – за счет пропускания через изделие электрического тока или иных энергетических воздействий. Одним из них является индукционный нагрев, относящийся к высокоскоростным бесконтактным методам. В связи с этим, несомненный интерес, как научный, так и практический, представляет использование индукционного нагрева для термической обработки TiNi сплавов и, особенно, для задания им формы, а также инициирования ЭПФ.

В качестве образцов использовали TiNi проволоку эквиатомного состава диаметром 1,86 мм производства ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ». Проволочные образцы деформировали на величину 8,5 % изгибом вокруг цилиндрической оправки, жестко фиксировали и помещали в индуктор, где осуществляли нагрев до температур 400 °С, 500 °С и 600 °С с выдержкой 1,5 мин. Температуру в процессе индукционного нагрева контролировали с помощью пирометра OptrisCT 1M/2M. Параметры мартенситных превращений после индукционного нагрева исследовали методом ДСК. Степень задания формы рассчитывали с помощью методики определения параметров формовосстановления при наведении изгибных деформаций. Для сравнения были проведены эксперименты по заданию формы TiNi сплаву традиционным методом нагрева в печи при тех же температурах и выдержках от 1,5 до 30 мин.

В результате получены экспериментальные зависимости степени задания формы  $\eta$  от режимов индукционного нагрева и проведен сопоставительный анализ термомеханических свойств TiNi после индукционного и печного нагрева. Показано, что индукционный нагрев гораздо более эффективен ( $\eta \approx 82 \div 89 \%$ ) в сравнении с нагревом в печи с выдержкой 1,5 мин ( $\eta \approx 47 \div 84 \%$ ) и сопоставим по эффективности с более длительным печным нагревом ( $> 10$  мин). На основе полученных зависимостей предложена лабораторная технология задания формы проволочной конструкции из никелида титана путем индукционного нагрева до 500 °С и выдержкой 1,5 мин, которая характеризуется степенью задания формы  $\sim 90 \%$ .

Результаты исследований могут найти применение при разработке высокоэффективных технологических процессов получения полуфабрикатов и изготовления устройств из TiNi сплавов как медицинского, так и технического назначения.

**Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект T21M-060).**

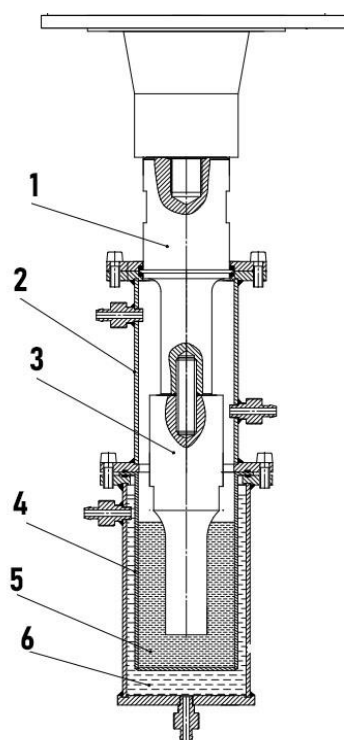
## УЛЬТРАЗВУКОВАЯ МЕХАНОАКТИВАЦИЯ И ПРЕССОВАНИЕ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Фролов В.К., Шилин А.Д., Рубаник В.В., Луцко В.Ф.

ГНУ «Институт технической акустики Национальной академии наук  
Беларуси», г. Витебск, Республика Беларусь, ita@vitebsk.by

Для активации порошковых материалов применяются традиционные методы механического помола которые имеют ряд существенных недостатков, в частности, высокая длительность процесса помола, загрязнение примесями (явление намола). В последнее время для активации порошковых материалов, все чаще стали применять ультразвуковые колебания, что позволяет избежать данных недостатков. Качество получаемой керамики также в значительной степени зависит от исходных материалов, технологии их получения, гранулометрического состава. Использование ультразвуковых колебаний позволяет получать порошки требуемой степени активности и дисперсности[1,2].

Ультразвуковую механоактивацию порошковых материалов проводили на установке рис.1 по режимам, приведенным в таблице.



а)



б)

Рисунок 1 – а) Схема установки для ультразвуковой механоактивации порошковых материалов под избыточным гидростатическим давлением: 1 – бустер, 2 – корпус реакторной камеры, 3 – волновод, 4 – стакан, 5 – обрабатываемая среда, 6 – охлаждающая жидкость;  
б) Вид акустического узла

Таблица

№	Время обработки, мин	Давление, атм
1(исход.)	-	-
2	60	2
3	60	3
4	90	3
5	30	4
6	60	4



В качестве источника ультразвуковых колебаний для механоактивации использовали генератор УЗГ3-4 с магнитострикционным преобразователем ПМС-15-А-18 мощностью 4 кВт. Амплитуда ультразвуковых смещений на торце волновода составляла до 30 мкм при частоте 22 кГц. Гидростатическое давление создавали с помощью компрессора. Обработку порошка осуществляли в спирте. Исследование морфологии образцов проводили на аттестованном сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения «Mira 3» фирмы «Tescan» (Чехия) с рентгеноспектральным анализатором фирмы «Oxford Instruments Analytical» (Великобритания). Ускоряющее напряжение при съемке составляло 20 кВ.

Улучшить качество керамики возможно за счет использования ультразвука при прессовании. В этом случае удастся получать более плотные пресс-заготовки с равномерным распределением в них механических напряжений [1,2]. Для прессования с применением ультразвука использовался генератор УЗДН-2Т и ручной гидравлический пресс (рис 2). Прессование с наложением на пуансон ультразвуковых колебаний осуществлялось с достижением давления 9.8 МПа.

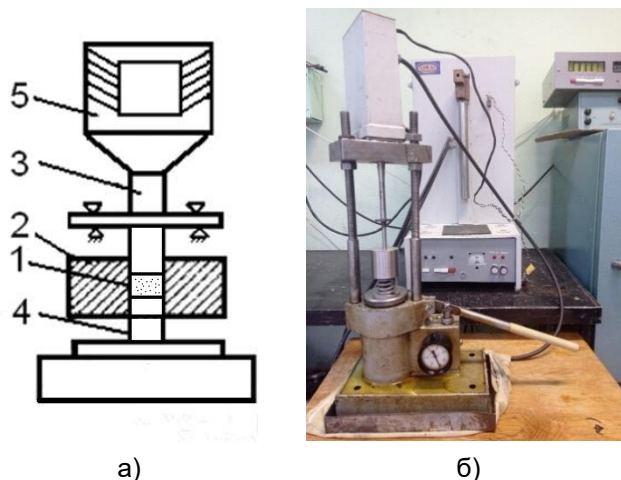


Рисунок 2 – а) Схема ультразвукового прессования порошков пьезокерамики: 1 – порошок; 2 – матрица; 3, 4, – верхний и нижний пуансоны соответственно; 5 – магнитострикционный преобразователь; б) Вид установки

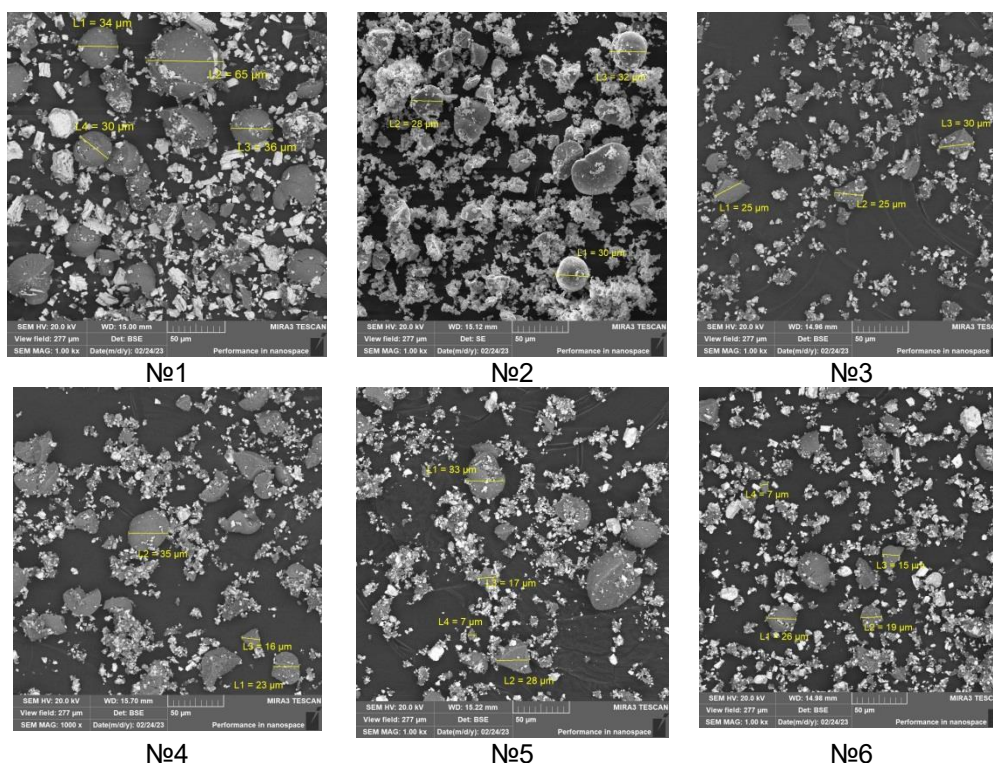


Рисунок 3 — Морфология порошка NBT после УЗО в соответствии с таблицей

Видно (рис. 3), что применение ультразвуковых колебаний в процессе механоактивации приводит к уменьшению размеров конгломератов, что способствует улучшению свойств получаемой керамики.

Прессование с применением УЗК приводит к залечиванию мелких пор и уменьшению количества и размеров крупных пор. Применение ультразвука в процессе прессования также увеличивает плотность пресс-заготовок на 2.5-3%, по сравнению с пресс-заготовками полученными без использования ультразвука.

#### СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Шилин А.Д., Ультразвуковая механоактивация порошковых материалов / А.Д. Шилин, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник (мл.) // Перспективные материалы и технологии / Под. ред. В.В. Клубовича — Витебск: Изд-во УО «ВГТУ», 2013. — Гл.30.—С.630-651.

2. Хасанов О.Л. Эффекты мощного ультразвукового воздействия на структуру и свойства наноматериалов: учебное пособие / О.Л. Хасанов, Э.С. Двилис, В.В. Полисадова, А.П. Зыкова – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2008. – 28-32 с.

## ПОЛУЧЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ КРАСОК, НАПОЛНЕННЫХ ГРАФЕНОСОДЕРЖАЩИМ МОДИФИКАТОРОМ, С ПРИМЕНЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Савицкий В.О.<sup>1</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1</sup>, Луцко В.Ф.<sup>1</sup>, Vui Hung Thang<sup>2</sup>, Doan Dinh Phuong<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»  
г. Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

<sup>2</sup>Институт материаловедения ВАНТ, г. Ханой, Вьетнам

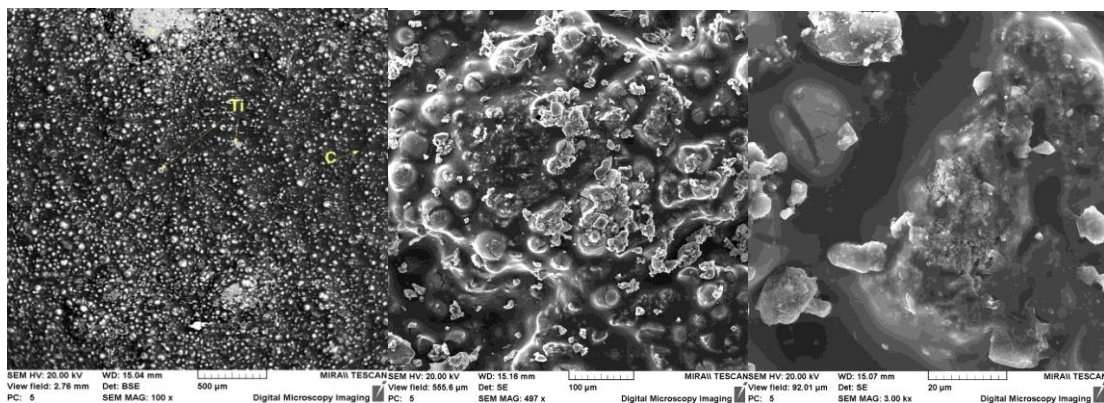
Вопросы антикоррозионной защиты строительных и других видов конструкций, различной продукции и материалов являются актуальными во многих странах мира. Существует большое количество способов и средств борьбы с коррозией [1]. Одним из действенных методов существенного уменьшения коррозионных процессов вплоть до их полного устранения является нанесение защитных покрытий. Так в строительстве используют акриловые и алкидные защитные краски, в машиностроении для защиты от механических повреждений применяются полиуретановые защитные краски.

Для получения образцов защитных красок была разработана лабораторная технология, позволяющая получать краски, наполненные графеном и сверхтонкими наполнителями с помощью ультразвуковых колебаний (УЗК). В качестве плёнообразующего компонента выбран каучук натуральный вальцованный SVR-3L (Вьетнам). Первым этапом получения защитной краски является синтез 2%мас. лака на основе каучука. Для этого его растворяли в тетрагидрофуране на магнитной мешалке (HS Pro-DT). Далее в образец лака вводили 1%мас. или 5%мас. графенового модификатора, полученного в соответствии с [2, 3], с помощью ультразвукового диспергирования. Источником ультразвуковых колебаний служит генератор УЗДН-2Т с рабочей частотой 22 кГц и номинальной мощностью 0,4 кВт. Ультразвуковая обработка проводилась до полного растворения графитового модификатора (~130 с). Далее лак доводили до концентрации 7%мас. растворением недостающего количества каучука в полученной ранее суспензии с модификатором. Для получения краски добавляли диоксид титана в качестве пигмента в количестве 25%мас., белила цинковые 2%мас. и сиккатив 3%мас. Добавки диспергировали в лак с помощью ультразвука до полного растворения (3~мин).

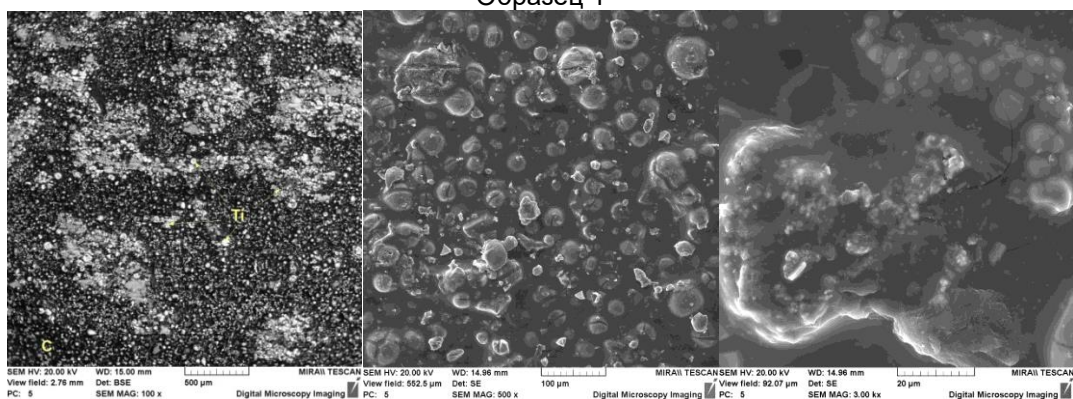
Исследование морфологии (рисунок 1) и элементного состава (таблица) образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения «Mira 3» фирмы «Tescan» (Чехия) с рентгеноспектральным анализатором фирмы «Oxford Instruments Analytical» (Великобритания). Погрешность метода в данном случае составляет 8 – 10 относительных процентов. Ускоряющее напряжение при съемке составляло 20 кВ. Исследуемые покрытия нанесли кистью в 2 и 3 слоя. Как видно, концентрация Ti по длине образца в пределах погрешности не изменяется.

Таблица – Элементный состав лакокрасочных покрытий (ЛКП), модифицированных графеновыми структурами

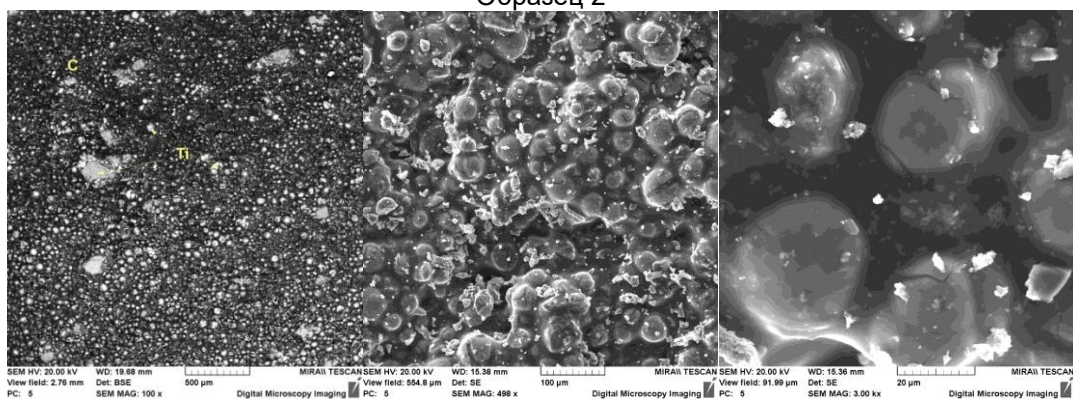
№ образца	Кол-во слоев покрытия	Кол-во наноуглеродного модификатора, %	Al, %	Si, %	Ti, %	O, C, %
1	2	1	0.9	0.4	39.6	59.1
2	2	5	0.2	0.7	36.4	62.7
3	3	1	0.3	0.7	40.4	58.6
4	3	5	0.4	0.4	45.1	54.1



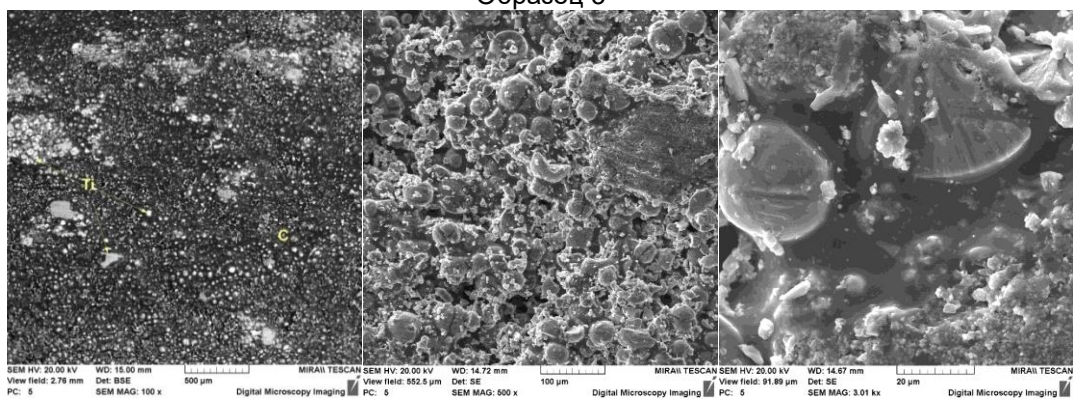
Образец 1



Образец 2



Образец 3



Образец 4

Рисунок 1 – СЭМ снимки поверхности ЛКП

Таким образом, разработанная лабораторная технология позволяет получать защитные краски на основе каучука, модифицированные графеносодержащим наполнителем, с помощью ультразвукового диспергирования. В полученных

лакокрасочных покрытиях наблюдается равномерное распределение графенового модификатора по объёму.

**Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект № T21ВТНГ-004).**

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ**

1. Васильев В.В. и др. Методы защиты металлов от коррозии // Перспективное развитие науки, техники и технологий: сб. науч. статей 11-ой Международной научно-практической конференции (29 октября 2021 года, Курск) / изд.: Юго-Западный государственный университет. – Курск. – С. 61-64.

2. Obtaining of graphene structures using ultrasonic vibrations / V. Rubanik, V. Savitsky [et al.] // Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тезисов XI Международной конференции (26 – 30 октября 2020 года, Черногловка) / под ред. Б.Б. Страумала. – Черногловка. – С.168.

3. Рубаник В.В., Савицкий В.О. и др. Получение графеновых структур и нанополимеров с использованием ультразвуковых колебаний // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 3. С. 74–83. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-3-74-83.

## **РАВНОКАНАЛЬНОЕ УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ**

**Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Ломач М.С.<sup>1</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1</sup>, Луцко В.Ф.<sup>1</sup>, Гусакова С.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,  
Витебск, Республика Беларусь*

<sup>2</sup>*Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь  
marischa-08@tut.by*

Работы, связанные с равноканальным угловым прессованием (РКУП) металлических материалов, вызывают значительный интерес у исследователей в области материаловедения [1].

Совершенствование технологии РКУП как одного из основных методов интенсивной пластической деформации (ИПД) является актуальным. Для повышения эффективности преобразования структуры обрабатываемых заготовок необходимо обеспечить наиболее оптимальные условия и режимы деформирования. При осуществлении процесса РКУП особое внимание уделяется выявлению особенностей напряженно-деформированного состояния и течения металла в канале матрицы, а также влиянию на них геометрических параметров оформления канала. Снижение усилия прессования металлических материалов является одними из самых сложных задач при процессе РКУП. Для снижения деформационных усилий разрабатываются различные устройства и приемы [2]. В связи с этим до настоящего времени остается актуальным исследование механики процесса РКУП. Использование ультразвуковых колебаний (УЗК) при РКУП изменяет микроструктуру и физико-механические свойства металлов и сплавов за счет формирования в них мелкозернистых структур при гораздо меньших усилиях деформирования.

В качестве материала для проведения РКУП использовался цинк чистотой 99,9 % мас. и алюминиевый сплав А7. Образцы были получены из цинкового и алюминиевого прутка и имели размеры: длина – 20 мм, диаметр – 5 мм. Источником УЗК служил ультразвуковой генератор мощностью 4,0 кВт с магнитострикционным преобразователем ПМС-15А-18. Амплитуда колебаний составляла ~ 30 мкм, частота колебаний ~ 18 кГц. Прессование осуществляли при комнатной температуре ~25°С через матрицу с углами пересечения каналов 90°. Скорость перемещения пуансона при прессовании составляла ~ 4–10 мм/с.

Для выявления общих закономерностей структура образцов была исследована на оптическом микроскопе MICRO-200. Определение зеренной структуры и текстуры исследовали с помощью растрового электронного микроскопа марки LEO1455VP (Германия) с дифракционной приставкой фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel5 (Великобритания). Для анализа полученных растровых электронно-микроскопических изображений их адаптировали к программной среде NEXSYS ImageExpert Pro 3. При помощи микротвердомера AFFRI-MVDM8 определена микротвердость образцов цинка и алюминиевого сплава после обычного РКУП и с использованием УЗК.

Установлено, что использование УЗК при процессе РКУП цинка и алюминиевого сплава А7 приводит к снижению усилия прессования в 1,5-1,7 раза. Изменение скорости прессования в пределах 4÷10 м/с практически не влияет на усилие прессования. Выявлено, что воздействие УЗК на процесс РКУП, является эффективным способом воздействия на структуру металлических материалов с целью улучшения его свойств. Так же после одного прохода микроструктура материала, полученная прессованием с наложением УЗК, существенно отличается от микроструктуры образцов полученных без УЗК. Наблюдается уменьшение размера зерен и изменение кристаллографической ориентировки. Существенно отличается и микротвердость образцов. В результате проделанной работы был разработан способ РКУП с наложением УЗК в зоне деформирования образца.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progress in Materials Science* 45 (2000) 103–189.
2. Шилин, А.Д., Ультразвуковая механоактивация порошковых материалов / А.Д. Шилин, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник (мл.) // *Перспективные материалы и технологии* / Под. ред. В.В.Клубовича – Витебск: Изд-во УО «ВГТУ», 2013. – Гл. 30. – С. 630-651.

## УЛЬТРАЗВУКОВАЯ РЕЗКА ПИЩЕВЫХ ПРОДУКТОВ

Луцко В.Ф.<sup>1</sup>, Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Казьмин А.А.<sup>2</sup>, Шакуров И.А.<sup>1</sup>, Попова О.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>УО «Гродненский государственный университет имени Янки Купалы»,

г. Гродно, Беларусь

ita@vitebsk.by

При резке многослойных или текстурированных продуктов пищевой промышленности (кексы, вафли, сыры, и др.) существующими методами изделия из них деформируются, имеют избыточный или недостаточный вес, что ухудшает товарный вид и приводит к браку. Благодаря таким преимуществам, как высокая режущая способность, меньшее налипание продукта на колеблющееся лезвие, низкий уровень потерь продукта, меньшая деформация, меньшая склонность к разрушению для хрупких продуктов, т.е. возможность обрабатывать липкие или хрупкие продукты, в последние годы все более популярной в пищевой промышленности становится ультразвуковая резка. Ультразвуковая резка отличается от обычной резки, тем что режущее движение представляет собой суперпозицию обычного режущего движения лезвия и колебательного движения, создаваемого ультразвуком [1]. При этом, колеблющийся с высокой частотой ультразвуковой нож, разрушает молекулы воздуха вокруг себя, вызывая эффект кокона. Этот эффект кокона практически исключает налипание продукта, а с уменьшенным трением ультразвуковой нож остается острее, чем обычные резак.

Типичная ультразвуковая система для резки продуктов питания включает четыре основных компонента: ультразвуковой генератор, преобразователь, бустер и нож (рис. 1) [2]. Ультразвуковой генератор - это электронное устройство, которое преобразует стандартное сетевое напряжение 220 В/50 Гц в электрическую энергию высокой частоты. Ультразвуковой преобразователь представляет собой электромеханическое устройство, которое получает электрическую энергию, например, частотой 20 кГц от генератора и преобразовывает ее с помощью пьезокерамических дисков в высокочастотные механические колебания той же частоты. Бустер увеличивает, либо снижает амплитуду механических колебаний режущего ножа. Режущий нож осуществляет передачу ультразвуковой энергии колебаний к лезвию, которое осуществляет разрезание материала.

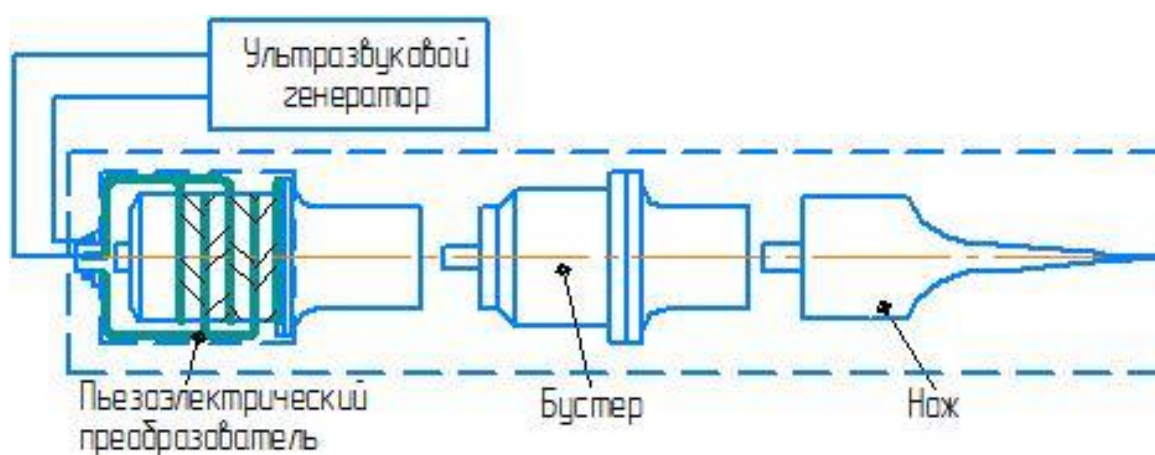


Рисунок 1 – Ультразвуковая система для резки продуктов питания

Ультразвуковой нож является единственной частью системы, которая уникальна для каждого процесса и обычно предназначена для работы на продольной моде колебаний в диапазоне частот 20-40 кГц. Выбор материала и конструкции ножа основывается на многочисленных критериях, включая свойства разрезаемого продукта, требуемую эффективность резания, потребление энергии, усилия,

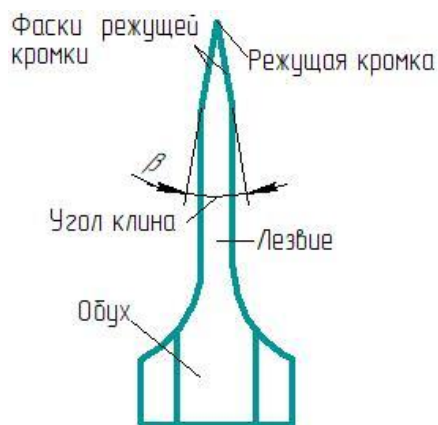


затрачиваемые на замену и очистку режущего инструмента, чтобы свести к минимуму время простоя. Существует широкий диапазон материалов, пригодных по отдельным показателям для изготовления ультразвуковых ножей: высокоуглеродистые стали, титановые сплавы, сплавы на основе алюминия и др. По совокупности требований, к которым относятся: наименьший коэффициент потерь, высокие прочностные показатели при динамических нагрузках, стабильность свойств при изменении температурного режима, стоимость и дефицитность материала, обрабатываемость на металлорежущем оборудовании. Наиболее подходящим материалом для изготовления ножей являются высокопрочные титановые сплавы. К тому же, используя волноводы из титановых сплавов, можно получить наиболее высокую амплитуду на режущей кромке ножа. Согласно экспериментальным данным, при длительной работе она может в 2 раза превышать амплитуду колебаний волноводов из высокопрочных сталей [3]. Волноводы из титановых сплавов обладают высокой износостойкостью. Титан также соответствует санитарным требованиям пищевой промышленности.

Конструкции ультразвуковых ножей могут быть различными. Наибольшее распространение для резки пищевых продуктов получили ножи клиновидной формы (рис. 3). В отличие от резки текстиля, бумаги, металлических листов и т. д., резка пищевых продуктов характеризуется не только процессами резания на режущей кромке, но и сильным трением материала о боковые стороны режущей кромки из-за значительной высоты разрезаемого продукта.



а



б

Рисунок 2- Ультразвуковой нож: а - фотография ножа, б – геометрия ножа

Особенно проблематична нарезка сложных продуктов, имеющих клейкую начинку, например, бисквитных пирожных. Из-за высоких адгезионных свойств эти продукты прилипают к лезвию ножа, что приводит к размазыванию начинки и к значительной деформации разрезаемого материала. Наряду с этим, при значительной толщине разрезаемого продукта происходит соприкосновение неколеблющейся части ножа и разрезаемого материала. Поэтому уменьшение трения на режущей кромки и боковой поверхности ножа является основной целью при оптимизации процесса резки.

Для достижения вышеуказанной цели в ИТА НАН Беларуси было разработано ультразвуковое режущее устройство (рис. 3), состоящее из волновода с прикрепленными к нему с помощью винтов режущих лезвий. При этом толщина лезвий, выполненных в виде пластин, которых значительно меньше цельных ультразвуковых ножей (рис.2). В следствии чего уменьшается площадь режущей кромки и боковой фаски ножа, что приводит снижению трения на этих поверхностях. Режущие лезвия можно быстро и легко заменить.

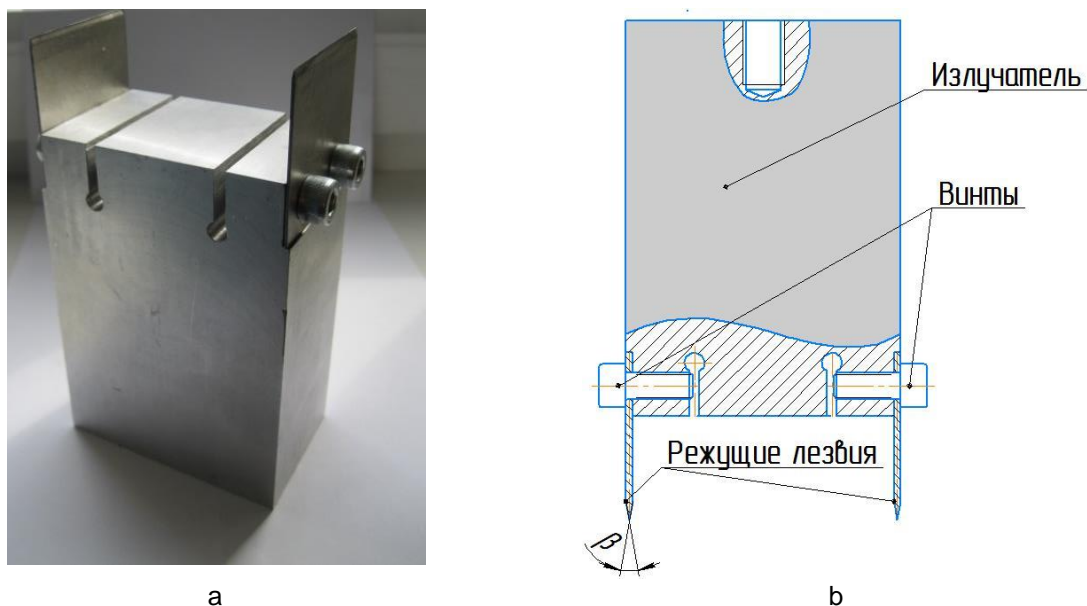


Рисунок 3 – Ультразвуковое режущее устройство; а - фотография устройства, б – чертеж устройства

В лаборатории ЛФМ были проведены натурные испытания по оценке возможности применения технологии ультразвуковой нарезки на порции предоставленных кондитерской фабрикой «Витьба» бисквитного полуфабриката в виде рулета и вафельных листов с начинкой (рис. 4).



Рисунок 4 – Фотографии нарезанных на порции бисквитного рулета (а) и вафельных листов с начинкой (б)

Испытания показали, что за счет вибрации режущей кромки и боковой поверхности ножа обеспечивается более аккуратный срез, уменьшается время обработки и количество отходов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Schneider, Y., Zahn, S., and Rohm, H. (2011). Ultrasonic cutting of foods. In *Ultrasound Technologies for Food and Bioprocessing*, (eds.) Feng, H., Barbosa, G.V., Weiss, J. Springer, New York, NY
2. Луцко, В.Ф., Рубаник, В.В., Кругляшов, А. А. Лабецкий, В.С., Казьмин, А.А./ Особенности проектирования ножа для систем ультразвукового реза // *Перспективные материалы и технологии: сборник материалов международного симпозиума, 27-30 мая 2019 г., г.Брест, Беларусь / под. ред. чл.-корр. Рубаника В.В. – Витебск: УО «ВГТУ», 2019. – С. 665-667.*
3. Lucas, M., Petzing, A. & Smith, L. J. (2001) Design and characterisation of ultrasonic cutting tools. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 50, 149-152

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСАЖДЕНИЯ И РАСПЫЛЕНИЯ АТОМОВ ПРИ НОРМАЛЬНОМ ПАДЕНИИ НА ПОВЕРХНОСТЬ КРИСТАЛЛА

Абдуллина Д.У., Дмитриев С.В.

Институт физики молекул и кристаллов, г. Уфа, Россия  
dina.abdullina25@gmail.com

Численно моделируется удар молекулы из  $K$  атомов со скоростью  $V_0$  о свободный конец цепочки Френкеля-Конторовой [1], рассматриваемой в качестве одномерного кристалла. В зависимости от значений  $K$  и  $V_0$  наблюдаются разные сценарии взаимодействия молекулы с цепочкой. Интересно, что коэффициент распыления  $Y$  как функция  $V_0$  демонстрирует немонотонную зависимость. Это объясняется тем, что сверхзвуковые краудионы могут иметь дискретный набор скоростей распространения. Когда  $V_0$  таково, что эффективно возбуждаются сверхзвуковые краудионы, последние передают энергию вглубь цепочки, и распыление минимально. Полученные результаты качественно объясняют физику бомбардировки поверхности кристалла атомными кластерами.

Краудионы могут двигаться по плотным атомным рядам с дозвуковой и даже сверхзвуковой скоростью. Сверхзвуковые краудионы (или антикинки) изучались с помощью одномерных решеток Клейна-Гордона [2], двумерных решеток Морзе и ГЦК-решеток [3]. Движущиеся краудионы переносят массу и энергию, играя важную роль в структурных превращениях материалов при высокоэнергетических ударах. Показано, что сверхзвуковые  $N$ -краудионы (множественные антикинки) переносят энергию более эффективно, поскольку они могут возбуждаться с меньшей энергией и перемещаться на большее расстояние, чем сверхзвуковые 1-краудионы (одиночные антикинки). Сверхзвуковые 2-краудионы можно возбудить, бомбардируя поверхность кристалла молекулами [4].

Таким образом, в работе использовалась цепочка Френкеля-Конторовой для изучения переноса массы краудионами, инициируемыми ударом молекулы о конец цепочки. Было показано, что молекуле требуется значительно меньше энергии для инициирования краудионов в цепочке по сравнению с одиночным атомом.

### БЛАГОДАРНОСТИ:

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РФФ 21-12-00229.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Abdullina D.U., Bebikhov Y.V., Khazimullin M.V., Kudreyko A.A., Dmitriev S.V. Atom deposition and sputtering at normal incidence simulated by the Frenkel-Kontorova chain // Phys. Rev. E. – 2022. – V. 106. P. 024207.
2. Savin A. V. Supersonic regimes of motion of a topological soliton // J. Exp. Theor. Phys. – 1995. – V. 81. P. 608.
3. Dmitriev S. V., Korznikova E. A. and Chetverikov A. P. Supersonic  $N$ -crowdions in a two-dimensional Morse crystal // J. Exp. Theor. Phys. – 2018. – V. 126. P. 347-352.
4. Babicheva R.I., Evazzade I., Korznikova E.A., Shepelev I.A., Zhou K., Dmitriev S.V. Low-energy channel for mass transfer in Pt crystal initiated by molecule impact // Comp. Mater. Sci. – 2019. – V. 163. P. 248-255.

## **УЛЬТРАЗВУКОВЫЕ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ РЕАКЦИИ ХИТОЗАНА**

**Егоров А.Р., Критченков А.С., Семенкова Д.И., Голубев Р.А.**

*Российский университет дружбы народов им. П. Лумумбы, Россия*

*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Беларусь  
platinist@mail.ru*

До недавнего времени химическое изучение хитозана в основном опиралось на классические методы органической химии. Однако, за последние два десятилетия клик-методология стала все более популярной в изучении хитозана. Использование клик-химии позволило разработать новые производные хитозана с привлекательными физическими, химическими и биологическими свойствами, такими как системы для целенаправленной доставки и продолжительного высвобождения лекарств, векторы для переноса генетического материала в клетку, антибактериальные и противогрибковые полимеры, гидрогели и аэрогели, и соединения с улучшенными механическими свойствами. Основное внимание в клик-методологии было уделено медь(I)-катализируемой реакции азид-алкинового циклоприсоединения.

С другой стороны, применение ультразвука в органической химии помогло усилить некоторые классические реакции и открыть новые органические преобразования, которые не могут произойти без ультразвуковых колебаний. До наших исследований в научной литературе было представлено всего несколько примеров полимерных преобразований, осуществляемых с помощью ультразвука, и не обсуждались сравнение ультразвуковых условий с традиционными, а также влияние ультразвукового воздействия на целостность полисахаридной цепи. В наших исследованиях мы значительно расширили область применения ультразвука в полимерных преобразованиях хитозана, впервые описав такие ультразвуковые реакции, как тиол-иновое присоединение, фенол-иновая реакция, азид-нитрильное циклоприсоединение, нитрон-нитрильное циклоприсоединение.

Органические электрохимические полимерные преобразования хитозана до сих пор не были представлены в литературе. Мы первыми провели электрохимическое непосредственное *N*-арилирование хитозана. Это электрохимическое преобразование проходит в мягких условиях и представляет собой инновационный подход в химии хитозана. В классической химии хитозана был описан только один пример непосредственного *N*-арилирования, где использовались только перфторированные арильные реагенты. В наших экспериментах мы использовали 4-бромпиридин в качестве арилирующего агента. Таким образом, с помощью новых методологий (акустической и электрохимической), мы получили ряд структурно интересных производных хитозана. Новые производные хитозана обладают высокой противомикробной активностью и каталитическим эффектом в ряде важных органических реакций, таких как альдольная реакция, реакции кросс-сочетания, синтез моноглицеридов жирных кислот и пропаргиламинов.

**Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 22-23-00044).**

**INFLUENCE OF PREPARATION ROUTE ON THERMOELECTIC PROPERTIES OF  
 $\text{In}_x\text{Co}_4\text{Sb}_{12+\delta}$  SKUTTERUDITE COMPOUNDS**

**Ivanova A.S.<sup>1</sup>, Ivanov O.N.<sup>2</sup>, Novitskii A.P.<sup>1</sup>, Repnikov N.I.<sup>2</sup>, Khovaylo V.V.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*National University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia*

<sup>2</sup>*Belgorod State University, Belgorod, Russia*

In-filled skutterudites  $\text{In}_x\text{Co}_4\text{Sb}_{12}$  have attracted much attention due to their relatively high thermoelectric performance, which, in turn, is attributed to the In atoms which act as rattlers in the skutterudite voids and to the formation of InSb precipitates when the In solubility limit is exceeded ( $0.22 \leq x_{\text{max}} \leq 0.27$ ). In this work, to suppress the formation of the unwanted  $\text{CoSb}_2$  phase and favor the formation of the InSb precipitates, the following composition of  $\text{In}_1\text{Co}_4\text{Sb}_{12+\delta}$  with In concentration much higher than the solubility limit and Sb overstoichiometry was used. Three sets of the bulk specimens with a nominal composition of  $\text{In}_1\text{Co}_4\text{Sb}_{12+\delta}$  were synthesized by conventional induction melting followed by (1) ball milling (BM) and spark plasma sintering (SPS), (2) BM and SPS followed by high-temperature annealing, and (3) melt spinning and SPS. Utilization of different sample preparation methods and processing conditions leads to samples with different microstructure and InSb precipitates of different shape, size, and distribution. Thus, for all samples with the same nominal composition of  $\text{In}_1\text{Co}_4\text{Sb}_{12+\delta}$ , the  $zT_{\text{max}}$  varies from 0.7 to 1.3 at 673 K only because of microstructural modification. A maximum  $zT$  value of around 1.3 was obtained at 673 K for the sample prepared using inductive melting followed by annealing, melt spinning, and SPS.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Afanasiev S.V. ....	118	Бачурина О.В. ....	128
Brazhkin V.V. ....	72	Бежик А.А. ....	53
Bui Hung Thang.....	347	Безбородова П.А. ....	288
Davydov D.I. ....	118	Беликова Ю.А. ....	274
Doan Dinh Phuong.....	347	Белов Н.А. ....	325
Ezhov I.V. ....	118	Белоцерковский М.А. ....	29, 83
Filippov D. ....	119	Беляев С.П. ....	10, 52, 122, 123, 124
Ivanov O.N. ....	357	Березовская С.В. ....	123
Ivanova A.S. ....	357	Бикбаев Р.М. ....	52, 123, 124
Kazantseva N.V. ....	118	Бирюков Д.Ю. ....	323
Khovaylo V.V. ....	357	Блинников А.А. ....	314
Khvostantsev L.G.....	72	Блинова Е.Н. ....	150, 218
Koemets O.A. ....	118	Бондарева С.А. ....	64
Koemets Yu.N. ....	118	Босак Н.А. ....	107
Kudybin M. ....	119	Ботаева Л.Б. ....	4
Laletin V. ....	119	Брюханова И.И. ....	95
Liu Y. ....	240	Бублик В.Т. ....	301
Novitskii A.P. ....	357	Будников А.С. ....	139
Okishev K.Yu. ....	175	Бунин И.Ж. ....	161
Palani I.A. ....	52	Бурховецкий В.В. ....	95
Poddubnaya N. ....	119	Бухтаревич С.П. ....	340
Repnikov N.I. ....	357	Буякова С.П. ....	4
Savushkina E.S. ....	175	Быков Л.В. ....	156
Sozykina A.S. ....	175	Вайнштейн Д.Л. ....	183
Tran Dang Thanh.....	227	Валитов В.А. ....	291
Tsiok O.B. ....	72	Ванюк Э.А. ....	26
Wang J.T. ....	240	Варюхин В.Н. ....	61
Wendler E. ....	285	Васильев А.В. ....	323
Zhang J. ....	119	Васина М.А. ....	330
Абашкин С.А. ....	212	Васюков В.М. ....	3
Абдуллина Д.У. ....	355	Вахрушев В.О. ....	183
Акула И.П. ....	248	Вегера И.И. ....	343
Алиев А.А. ....	79	Велигжанин А.А. ....	87
Аль-Обаиди З.М.Х. ....	186, 187	Веремейчик А.И. ....	191, 282
Андреев В.А. ....	60, 64, 123, 124, 139, 248	Видюк Т.М. ....	320
Андреев П.В. ....	271	Викторовский Н.Д. ....	204
Аникеев С.Г. ....	256	Витязь П.А. ....	279, 317, 320
Анищик В.М. ....	201, 204	Вовнова И.Г. ....	38
Антанович А.А. ....	45, 207	Волков Г.А. ....	209
Аплевич А.В. ....	261	Волкова Г.К. ....	115
Арбуз А.С. ....	42	Волокитин А.В. ....	16, 18, 337
Арипова М.Х. ....	242, 245, 261	Волокитина И.Е. ....	16, 18, 336
Артюхова Н.В. ....	256	Воробьев Е.В. ....	300
Арышенский Е.В. ....	236	Воронов В.Д. ....	150
Астахов И.И. ....	186, 187	Воронов М.В. ....	301
Ахунова А.Х. ....	164, 197	Воронова Л.М. ....	334
Багрец Д.А. ....	248, 343	Восмериков С.В. ....	263, 266, 279, 317, 320
Баженов В.Е. ....	66	Вьюненко Ю.Н. ....	209
Базлов А.И. ....	123, 124	Гайлевич Э.В. ....	343
Баимова Ю.А. ....	56, 71, 164, 168, 193, 196, 197	Гайнутдинов Р.В. ....	224
Баран Л.В. ....	107	Гайфуллин Р.Ю. ....	160
Бачурин Д.В. ....	305	Галиахметова Л.Х. ....	71, 178, 193, 196
		Галиева Э.В. ....	290, 291

Гамзатов А.Г.....	333	Задорожный В.С.....	68
Гангало А.Н.....	115	Залетова И.А.....	15
Гафаров М.Ф.....	138	Зацепин А.Ф.....	323
Герасимова А.В.....	57	Зеленин А.Д.....	57
Глазунова В.А.....	95	Землякова Н.В.....	48
Глезер А.М.....	87, 150, 255	Зыкова А.П.....	73
Глушаков А.Н.....	132	Иванов А.А.....	301
Головань Г.Н.....	95	Иванов А.М.....	123, 124
Головчан А.В.....	153	Иванова Е.С.....	224
Голубев Р.А.....	259, 356	Иванчиченко В.С.....	269
Гончаренко В.И.....	125	Идрисова М.....	305
Горбунов А.В.....	112	Изотов А.И.....	76
Горшенков М.В.....	64	Исанов К.А.....	314
Гречихин Л.И.....	20	Ишкиняев Э.Д.....	150
Грибанов И.Ф.....	153	Кальницкая М.В.....	124
Григорьева Т.Ф.....	263, 266, 279, 317, 320	Каманцев А.П.....	221
Гусакова О.В.....	188	Камилов К.И.....	333
Гусакова С.В.....	350	Каныгина О.Н.....	23
Давлетбаков А.А.....	178	Карабко А.Ю.....	201
Данилов В.А.....	292	Караваева В.С.....	204
Девойно О.Г.....	26, 112, 276	Кардаполова М.А.....	26
Девяткина Е.Т.....	263, 266, 279, 317, 320	Карелин Р.Д.....	60
Дегтярёв М.В.....	334	Карпинский Д.В.....	230, 233
Дедова Д.В.....	12	Кафтаранова М.И.....	256
Демиров Н.А.....	81	Кашевич И.Ф.....	224
Денисенко В.Л.....	340	Кийко В.М.....	212
Денисенко Э.В.....	340	Киселев А.Ю.....	209
Денисов Е.А.....	142, 213	Киселёв В.П.....	156, 269
Денисова А.И.....	18, 337	Киселева Т.Ю.....	266, 317
Дмитриев С.В.....	128, 355	Классман Е.Ю.....	291
Дмитриевский А.А.....	3	Ковалев А.И.....	183, 239
Довнар А.И.....	135	Ковалев О.Е.....	153
Дородейко В.Г.....	248, 340	Ковалева С.А.....	263, 266, 317, 320
Дорошенко А.Е.....	135	Колчин А.А.....	158
Дробаха Е.С.....	183	Комаров А.И.....	29, 32
Дробуш В.С.....	107	Комаров В.С.....	60
Дудина Д.В.....	263, 320	Комаров Ф.Ф.....	285
Дьячкова Т.П.....	129	Комиссаров А.А.....	66
Евлахин Д.А.....	57	Кондратьев С.Ю.....	274
Егоров А.Р.....	356	Коновалов Е.П.....	183
Егоров И.С.....	201, 204	Коновалов С.В.....	86, 236
Егоров М.Ю.....	314	Константинов С.В.....	285
Ежов А.Д.....	156, 269	Корбит А.А.....	53
Емелина Н.Б.....	101	Коржов В.П.....	98, 212
Ержанов А.С.....	42	Корниенков Б.А.....	239
Есболат А.Б.....	42	Короткевич С.В.....	35
Ефремова Н.Ю.....	3	Костюкевич П.А.....	328
Желтякова И.С.....	212	Котович И.В.....	156, 269
Желудкевич Д.В.....	230, 233	Кошелев А.В.....	221
Жеребцов С.В.....	141, 186, 187, 217	Кошкидько Ю.С.....	221
Жеребцова Н.Ю.....	187	Красников В.С.....	288
Живулько А.М.....	242, 245, 261	Критченков А.С.....	356
Жигачева Д.Г.....	3	Критченков И.С.....	259
Жорник В.И.....	317, 320	Критченкова А.Х.....	259
Загуляев Д.В.....	93	Крутько В.К.....	135

Крылова К.А.	168	Мунзаферова Н.Э.	66
Кудрявцев Ю.А.	95	Мурзаев Р.Т.	71, 178, 196, 305
Кудыбин М.В.	227	Мурзинова М.А.	68
Кузей А.М.	328	Мусабилов И.И.	160, 221
Кузнецова А.С.	64	Мусская О.Н.	135
Кузнецова В.А.	86	Мухамеджанова А.	110
Кузьмина Э.В.	183	Мухаметгалина А.А.	68
Кузьмицкая А.С.	107	Мягких П.Н.	272, 295, 303
Куис Д.В.	7, 42	Назаров А.А.	68, 305
Кулак А.И.	135	Найзабеков А.Б.	16
Кулак М.М.	171, 173	Насиров Т.З.	145
Куприков М.П.	60, 139	Наумова Е.А.	330
Куранова Н.Н.	104	Некрасов А.Н.	212
Курилёнок А.А.	29, 83	Нерода М.В.	282
Лавринюк Д.Н.	18, 336, 337	Нечаев Ю.С.	142, 213
Лакаткина А.Н.	298	Никифорова И.В.	173
Лалетин В.М.	181, 227	Николайчик Ю.А.	310
Ланцев Е.А.	271	Новиков В.Ю.	141
Лапковский А.С.	112	Нохрин А.В.	271
Лапотко П.Ю.	261	Овчинников П.Н.	3
Лапшов М.А.	236	Одринский А.П.	253
Латушко С.И.	230, 233	Озеров М.С.	187
Лашкова А.К.	224	Окишев К.Ю.	138
Лебедев В.Я.	328	Олешко В.С.	125
Лежнев С.Н.	7	Орда Д.В.	29, 32
Лецко А.И.	279	Орловский Ю.Н.	340
Ли А.В.	66	Осинцев К.А.	86
Либман М.А.	150	Островская О.Б.	135
Ливанова Н.О.	81	Пайзуллаханов М.С.	242, 245, 261
Линдеров М.Л.	292	Панин Е.А.	16, 18, 42, 336
Ломач М.С.	343, 350	Панина Е.С.	141, 217
Луцко В.Ф.	344, 347, 350	Панова В.С.	86
Луцко Н.И.	26, 112	Панфилов А.О.	73
Ляхов Н.З.	263, 279, 317, 320	Панченко В.П.	301
Мазаник Т.Ч.	261	Панченко И.А.	86
Мазырка М.В.	191	Парницкий А.М.	88
Майер А.Е.	288	Пахолкина С.А.	256
Малашенко В.В.	61	Пацелов А.М.	334
Малютина-Бронская В.В.	107	Пашаян С.Т.	107
Маркушин В.В.	263	Пермякова И.Е.	255
Мартиросов М.И.	12	Петров С.Н.	274
Марукович Е.И.	249, 251, 310	Петровский В.Н.	150
Маширов А.В.	221	Петухов И.Д.	158
Мелкозёров Д.И.	334	Пилецкая Л.И.	26
Меметов Н.Р.	57, 129	Пилипчук А.П.	276
Меметова А.Е.	57, 129	Пилюгин В.П.	38, 334
Мерсон Д.Л.	272, 292, 295, 303	Поволяева Е.А.	186, 187
Мерсон Е.Д.	272, 295, 303	Поддубная Н.Н.	181, 227, 230, 233, 307
Метлов Л.С.	209	Покровский А.И.	132
Милейко С.Т.	158	Поленок М.В.	90
Мировая Е.С.	4	Полуянов В.А.	272, 295, 303
Михайловская А.В.	101, 110	Поляк Н.И.	201, 204
Мишин А.А.	276	Полякова П.В.	71, 193
Мозжаров С.Е.	145, 224	Постовалова К.А.	334
Мочуговский А.Г.	110	Прилипко С.Ю.	95



Просвиряков А.С. ....	101	Терлецкий С.В. ....	132
Пушин В.Г. ....	104	Толкачева О.А. ....	132
Ражаматов О.Т. ....	242, 245, 261	Толкушкин А.О. ....	16
Разбаев П.А. ....	307	Толмачев Т.П. ....	38
Рассади́на Т.В. ....	87	Толстихина А.Л. ....	224
Рафальский И.В. ....	276	Томчук А.А. ....	150
Рашковский А.Ю. ....	239	Трубловский В.Л. ....	145
Реснина Н.Н. ....	10, 52, 122, 123, 124	Удалова Т.А. ....	266
Рогачев С.О. ....	64, 66, 139, 330	Удальцова Е.В. ....	181
Романцев Б.А. ....	60, 139	Ужекина А.Н. ....	340
Рубаник В.В. ....	171, 188, 240, 248, 259, 340, 343, 344, 347, 350	Урбан В.И. ....	248
Рубаник В.В. мл. ....	248, 259, 340, 343, 347, 350	Ухина А.В. ....	263, 320
Рязанцева М.В. ....	161	Федорова Т.Д. ....	18, 336, 337
Савицкий В.О. ....	347	Филиппов Г.А. ....	79, 81
Салищев Г.А. ....	141, 217	Филиппов Д.А. ....	181, 227
Самолетов В.Г. ....	171, 173	Филиппова В.П. ....	142, 213, 218, 239
Саранди В.М. ....	269	Фролов В.К. ....	344
Саркеева А.А. ....	68	Хабарова И.А. ....	161
Сафина Л.Р. ....	56	Хан Ю.А. ....	129
Свирид А.Э. ....	104	Хафизова Э.Д. ....	90
Семенкова Д.И. ....	259, 356	Хачатрян Д.А. ....	15
Сенникова Л.Ф. ....	115	Хвисевич В.М. ....	191
Серебрякова А.А. ....	93	Хина Б.Б. ....	132
Сибирев А.В. ....	10	Ходасевич В.В. ....	201, 204
Сиколенко В.В. ....	230, 233	Ходоренко В.Н. ....	256
Силибин М.В. ....	230, 233, 307	Холодарь Б.Г. ....	191, 282
Син В.А. ....	261	Хоу Ябо ....	310
Сироткин В.В. ....	76	Христов А.В. ....	148
Ситди́ков В.Д. ....	90	Царенко Ю.В. ....	240
Ситников Н.Н. ....	15	Цыбуля С.В. ....	279
Скрипаленко М.М. ....	60, 139	Цыденов К.А. ....	325
Сметанина К.Е. ....	271	Цыкунов П.Ю. ....	343
Соловьёв А.Н. ....	38	Чапаксов Н.А. ....	57, 129
Соловьёва Ю.В. ....	38, 39	Чашухина Т.И. ....	334
Сосновский И.А. ....	29, 83	Чекан Н.М. ....	248
Сосова Д.М. ....	269	Червинский Д.А. ....	148
Сосян Д.А. ....	334	Черепанов Д.Н. ....	39
Старенченко В.А. ....	38, 39	Черкасов В.В. ....	60
Степанкин И.Н. ....	7	Четвери́кова А.Г. ....	23
Степанов Н.Д. ....	141, 186, 217	Чинов В.Ю. ....	236
Степухов Е.М. ....	290	Чумаевский А.В. ....	73
Стеценко А.В. ....	249	Чуракова А.А. ....	298, 300
Стеценко В.Ю. ....	249, 251	Шавров В.Г. ....	221
Столяров Р.А. ....	57, 129	Шайсултанов Д.Г. ....	186, 187
Строганова Т.С. ....	212	Шалаев Р.В. ....	76
Сундеев Р.В. ....	87	Шаяхметова Э.Р. ....	68
Сыса А.В. ....	307	Шелест В.В. ....	148
Табачкова Н.Ю. ....	301	Шеляков А.В. ....	15, 122
Талако Т.Л. ....	279	Шепелевич В.Г. ....	188
Тарасенко Т.Н. ....	153	Шерматов Ж.З. ....	242, 245, 261
Таров Д.В. ....	57	Шилин А.Д. ....	344
Таскаев С.В. ....	221	Шлыкова Т.В. ....	183
Тен Д.В. ....	64, 66	Шляров В.В. ....	93
		Шпакевич Д.А. ....	112
		Шулепов И.А. ....	4

Шурыгина Н.А.....	87, 150, 218	Юсупов В.С. ....	139
Шустер Е.В. ....	60	Ягубов В.С.....	57, 129
Шут В.Н.....	224	Якубовская С.В. ....	53
Юров В.М.....	125	Янушкевич К.И. ....	242, 245, 261
Юрченко Н.Ю.....	141, 217		

СОДЕРЖАНИЕ

ПОВЫШЕНИЕ ТЕТРАГОНАЛЬНО-МОНОКЛИННОЙ ТРАНСФОРМИРУЕМОСТИ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ $ZrO_2$ , КАК СПОСОБ ПЕРЕХОДА К НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ <b>Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Жигачева Д.Г., Васюков В.М., Овчинников П.Н.</b> .....	3
МЕТОД РЕГИСТРАЦИИ ВТОРИЧНО-ЭЛЕКТРОННЫХ СПЕКТРОВ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ И ТИТАНОВОГО СПЛАВА <b>Шулёпов И.А., Мирояная Е.С., Буякова С.П., Ботаева Л.Б.</b> .....	4
ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 5ХВ2С, ПОДВЕРГНУТОЙ КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ Куис Д.В., Степанкин И.Н., Лежнев С.Н. ....	7
ОСОБЕННОСТИ РАБОТЫ ПРИВОДА НА ОСНОВЕ СЭПФ $TiNi$ В НЕПОЛНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ <b>Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н.</b> .....	10
ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОМПОЗИТОВ С ПРОИЗВОДСТВЕННЫМИ ОТКЛОНЕНИЯМИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ПОВРЕЖДЕНИЯМИ <b>Дедова Д.В., Мартиросов М.И.</b> .....	12
ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $T_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ С ЭФФЕКТОМ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ <b>Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Хачатрян Д.А., Залетова И.А.</b> .....	15
ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПЕРЕД РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКОЙ ЛАТУННЫХ ОБРАЗЦОВ <b>Найзабеков А.Б., Волокитина И.Е., Панин Е.А., Волокитин А.В., Толкушкин А.О.</b> ...	16
ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ В КРИОГЕННЫХ УСЛОВИЯХ <b>Волокитина И.Е., Волокитин А.В., Панин Е.А., Федорова Т.Д., Лавринюк Д.Н., Денисова А.И.</b> .....	18
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ НА НАНОУРОВНЕ <b>Гречихин Л.И.</b> .....	20
СИНТЕЗ МАГГЕМИТА И ГЕТИТА ИЗ ОКСИДОВ И КРИСТАЛЛОГИДРАТОВ ХЛОРИДА ЖЕЛЕЗА В СВЧ-ПОЛЕ <b>Четверикова А.Г., Каныгина О.Н.</b> .....	23
МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВА ПГ-12Н-01, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ С ПОПЕРЕЧНЫМ СКАНИРОВАНИЕМ <b>Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Ванюк Э.А., Пилецкая Л.И.</b> .....	26
ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ <b>Белоцерковский М.А., Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Комаров А.И., Орда Д.В.</b> .....	29

ОПТИМИЗАЦИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СИЛУМИНОВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ КАРБИДО-КОРУНДОВЫМИ ЧАСТИЦАМИ ПО КРИТЕРИЮ ИЗНАШИВАНИЯ <b>Орда Д.В., Комаров А.И.</b> .....	32
ВЗАИМОСВЯЗЬ КИНЕТИКИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И РАЗРУШЕНИЯ <b>Короткевич С.В.</b> .....	35
ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СУБСТРУКТУРА МОНОКРИСТАЛЛОВ Cu-12 ат. % Al ОТ УМЕРЕННЫХ ДО МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ <b>Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А., Соловьёв А.Н., Вовнова И.Г., Пилюгин В.П., Толмачев Т.П.</b> .....	38
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В ГЦК-МЕТАЛЛАХ <b>Черепанов Д.Н., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А.</b> .....	39
ИССЛЕДОВАНИЕ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ПРОКАТКЕ В РЕЛЬЕФНЫХ ВАЛКАХ <b>Есболат А.Б., Панин Е.А., Арбуз А.С., Куис Д.В., Ержанов А.С.</b> .....	42
СПОСОБ ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ <b>Антанович А.А.</b> .....	45
ИЗМЕНЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГОРЯЧЕКАТАННОЙ МЕДИ М1 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА <b>Землякова Н.В.</b> .....	48
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ <b>Беляев С.П., Реснина Н.Н., Бикбаев Р.М., Palani I.A.</b> .....	52
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МАГНИТНО- АБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ С АЛМАЗОАБРАЗИВНЫМИ КОМПОЗИЦИОННЫМИ МАТЕРИАЛАМИ <b>Якубовская С.В., Корбит А.А., Бежик А.А.</b> .....	53
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА ГРАФЕН/Al, ПОЛУЧЕННОГО ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ: АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ <b>Сафина Л.Р., Баимова Ю.А.</b> .....	56
ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ МОДИФИЦИРОВАННЫХ БИТУМНЫХ ВЯЖУЩИХ, СОДЕРЖАЩИХ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ И МНОГОСЛОЙНЫЙ ГРАФЕН <b>Таров Д.В., Евлахин Д.А., Зеленин А.Д., Столяров Р.А., Ягубов В.С., Меметов Н.Р., Меметова А.Е., Чапаксов Н.А., Герасимова А.В.</b> .....	57
РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ОТ СОРТОВОГО ПРОКАТА К ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКЕ <b>Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Куприков М.П., Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Черкасов В.В., Шустер Е.В.</b> .....	60
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СОСТАРЕННЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ <b>Варюхин В.Н., Малашенко В.В.</b> .....	61

<p>ВЫСОКОПРОЧНЫЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЙ БИОИНЕРТНЫЙ ЦИРКОНИЙ-НИОБИЕВЫЙ СПЛАВ – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ СТОМАТОЛОГИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ  <b>Рогачев С.О., Андреев В.А., Кузнецова А.С., Горшенков М.В., Тен Д.В., Бондарева С.А.</b>.....</p>	64
<p>СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ  <b>Рогачев С.О., Комиссаров А.А., Ли А.В., Баженов В.Е., Мунзаферова Н.Э., Тен Д.В.</b>.....</p>	66
<p>ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ  <b>Шаяхметова Э.Р., Мухаметгалина А.А., Мурзинова М.А., Саркеева А.А., Задорожный В.С., Назаров А.А.</b>.....</p>	68
<p>ИССЛЕДОВАНИЕ КОНСТАНТ УПРУГОСТИ ДИАМАНА И ГРАФИНА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ  <b>Полякова П.В., Галиахметова Л.Х., Мурзаев Р.Т., Баимова Ю.А.</b>.....</p>	71
<p>THE PRODUCTION OF SUPERDUCTILE HARDMETALS AND TOOLS UNDER ULTRAHIGH ISOSTATIC PRESSURE  <b>Brazhkin V.V., Tsiok O.B., Khvostantsev L.G.</b>.....</p>	72
<p>ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ  <b>Панфилов А.О., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.</b>.....</p>	73
<p>ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНТАКТНОГО ПЕРЕХОДА «МЕТАЛЛ-УГЛЕРОДНАЯ ПЛЕНКА»  <b>Шалаев Р.В., Изотов А.И., Сироткин В.В.</b>.....</p>	76
<p>РАЗРАБОТКА НОВЫХ МАРОК СТАЛЕЙ ЗАДАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ И ТЕХНОЛОГИИ ЦЕМЕНТАЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЭЛЕКТРООБОРУДОВАНИЯ АВТОМОБИЛЬНОГО ТРАНСПОРТА  <b>Алиев А.А., Филиппов Г.А.</b>.....</p>	79
<p>СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И СКЛОННОСТЬ К ЗАМЕДЛЕННОМУ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ  <b>Ливанова Н.О., Филиппов Г.А., Демиров Н.А.</b>.....</p>	81
<p>ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ  <b>Сосновский И.А., Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А.</b>.....</p>	83
<p>ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА <math>CoCrFexMn(40-x)Ni</math> С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАСЧЕТА ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИХ КРИТЕРИЕВ  <b>Коновалов С.В., Панова В.С., Кузнецова В.А., Осинцев К.А., Панченко И.А.</b>.....</p>	86

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ЛОКАЛЬНУЮ АТОМНУЮ СТРУКТУРУ ЧИСТОГО ТИТАНА <b>Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Велигжанин А.А., Рассадина Т.В., Сундеев Р.В.</b> .....	87
ТЕРМОБАРИЧЕСКОЕ СПЕКАНИЕ АЛМАЗНОГО МИКРОПОРОШКА МОДИФИЦИРОВАННОГО КРЕМНИЕМ <b>Парницкий А.М.</b> .....	88
ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВА СПЛАВА ZN-1%LI-2%MG МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <b>Ситдиков В.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В.</b> .....	90
ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ СВИНЦА РАЗРУШЕННОГО ВО ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ <b>Серебрякова А.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В.</b> .....	93
ВЫСОКОПОРИСТАЯ КОРУНДОВАЯ КЕРАМИКА С ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ: ПОЛУЧЕНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ <b>Прилипко С.Ю., Бурховецкий В.В., Глазунова В.А., Кудрявцев Ю.А., Брюханова И.И., Головань Г.Н.</b> .....	95
ЭФФЕКТ ПЛАСТИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ТОНКОЙ ЛЕНТЫ ИЗ СПЛАВА Nb-2%Zr ПРИ ТВЕРДОФАЗНОМ НАНЕСЕНИИ НА ЕЁ ПОВЕРХНОСТЬ КАРБИДНЫХ ПОКРЫТИЙ <b>Коржов В.П.</b> .....	98
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ ЦИРКОНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Al-10 об.% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ <b>Просвирыков А.С., Емелина Н.Б., Михайловская А.В.</b> .....	101
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ Cu-Al-Ni-(B) С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ <b>Свирид А.Э., Пушин В.Г., Куранова Н.Н.</b> .....	104
МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ, ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ОКСИДА ЦИНКА, ЛЕГИРОВАННОГО КОБАЛЬТОМ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО ОСАЖДЕНИЯ <b>Босак Н.А., Пашаян С.Т., Баран Л.В., Малютин-Бронская В.В., Дробуш В.С., Кузьмицкая А.С.</b> .....	107
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ I-ФАЗЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Mn <b>Мочуговский А.Г., Мухамеджанова А., Михайловская А.В.</b> .....	110
ВЫБОР СПОСОБА ЭКСПРЕСС-КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ОЧИСТКИ ПОВЕРХНОСТИ ДЛЯ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ЛАЗЕРНОГО УДАЛЕНИЯ ОКСИДНЫХ И ОРГАНИЧЕСКИХ СЛОЕВ С УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ <b>Девойно О.Г., Лапковский А.С., Луцко Н.И., Горбунов А.В., Шпакевич Д.А.</b> .....	112
ВЛИЯНИЕ РАЗНЫХ СХЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМЦ <b>Сенникова Л.Ф., Гангало А.Н., Волкова Г.К.</b> .....	115

DEFORMATION-DYNAMIC AGING IN 316L STEEL MANUFACTURED BY LASER 3D PRINTING <b>Ezhov I.V., Koemets Yu.N., Kazantseva N.V., Davydov D.I., Afanasiev S.V., Koemets O.A.</b> .....	118
A COMPREHENSIVE STUDY OF THE MAGNETOELECTRIC PROPERTIES OF THE LEAD-FREE LAYERED STRUCTURES WITH GLUE CONNECTION <b>Laletin V., Kudybin M., Poddubnaya N., Filippov D., Zhang J.</b> .....	119
ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВОВ Ti-Hf-Ni-Cu С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <b>Реснина Н.Н., Беляев С.П., Шеляков А.В.</b> .....	122
ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НИКЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ $Ti_{60-x}Hf_{10}Zr_{10}Ni_xCu_{10}Co_{10}$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <b>Березовская С.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Иванов А.М., Бикбаев Р.М., Базлов А.И., Андреев В.А.</b> .....	123
МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <b>Кальницкая М.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Иванов А.М., Бикбаев Р.М., Базлов А.И., Андреев В.А.</b> .....	124
РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН, ОСНОВАННОЙ НА ИЗМЕРЕНИИ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ <b>Гончаренко В.И., Олешко В.С., Юров В.М.</b> .....	125
ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МАКРОСКОПИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛА <b>Бачурина О.В., Дмитриев С.В.</b> .....	128
СТРУКТУРА ВОССТАНОВЛЕННОГО ЙОДОМ ОКСИДА ГРАФЕНА <b>Чапаксов Н.А., Дьячкова Т.П., Меметов Н.Р., Меметова А.Е., Столяров Р.А., Ягубов В.С., Хан Ю.А.</b> .....	129
ГАРМОНИЗАЦИЯ МЕЖДУНАРОДНЫХ СТАНДАРТОВ НА КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА КРУГЛОГО ПРОКАТА В ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК» <b>Покровский А.И., Хина Б.Б., Терлецкий С.В., Толкачева О.А., Глушаков А.Н.</b> .....	132
КОМПОЗИТНЫЕ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТАХ <b>Дорошенко А.Е., Крутько В.К., Мусская О.Н., Довнар А.И., Островская О.Б., Кулак А.И.</b> .....	135
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛЕЙ МИКРОСТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ В СТАЛЯХ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДОВ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ <b>Гафаров М.Ф., Окишев К.Ю.</b> .....	138

ОЦЕНКА НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И ПАРАМЕТРОВ ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМАХ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ <b>Андреев В.А., Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Юсупов В.С., Рогачев С.О., Будников А.С., Куприков М.П.</b> .....	139
В2 УПОРЯДОЧЕНИЕ В ТУГОПЛАВКИХ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ: ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ <b>Юрченко Н.Ю., Панина Е.С., Новиков В.Ю., Салищев Г.А., Жеребцов С.В., Степанов Н.Д.</b> .....	141
ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <b>Нечаев Ю.С., Денисов Е.А., Филиппова В.П.</b> .....	142
КОНСТРУКЦИЯ ДАТЧИКА ВЛАГОМЕРА ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ВЛАЖНОСТИ ЗЕРНА В ПОТОКЕ <b>Мозжаров С.Е., Трубловский В.Л., Насиров Т.З.</b> .....	145
СВЯЗЬ КОМПЛЕКСНОГО АНГАРМОНИЗМА С КАЛОРИМЕТРИЕЙ В ТЕРМОДИНАМИКЕ УСТОЙЧИВОСТИ ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ИЗОТРОПНОЙ КОНДЕНСИРОВАННОЙ СРЕДЫ <b>Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В.</b> .....	148
ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В СПЛАВЕ Fe-18Cr-10Ni <b>Блинова Е.Н., Воронов В.Д., Глезер А.М., Ишкиняев Э.Д., Либман М.А., Петровский В.Н., Томчук А.А., Шурьгина Н.А.</b> .....	150
(Y-Vi) ФЕРРИТ-ГРАНАТ С ЗАМЕЩЕНИЕМ ЖЕЛЕЗА ГАЛЛИЕМ: СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА <b>Тарасенко Т.Н., Ковалев О.Е., Грибанов И.Ф., Головчан А.В.</b> .....	153
ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЯ <b>Ежов А.Д., Киселёв В.П., Быков Л.В., Котович И.В.</b> .....	156
НОВЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА <b>Петухов И.Д., Колчин А.А., Милейко С.Т.</b> .....	158
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА СИСТЕМЫ Ni-Mn-In-Co <b>Гайфуллин Р.Ю., Мусабилов И.И.</b> .....	160
АКТИВАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ И НАПРАВЛЕННОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЕРОВСКИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ <b>Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Хабарова И.А.</b> .....	161
АНАЛИЗ АНИЗОТРОПИИ ГРАФЕНА СО СКЛАДКАМИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ <b>Ахунова А.Х., Баимова Ю.А.</b> .....	164



НАНОИНДЕНТИРОВАНИЕ НИКЕЛЬ/ГРАФЕНОВОГО КОМПОЗИТА: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ <b>Крылова К.А., Баимова Ю.А.</b> .....	168
СИНТЕЗ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ КАРБИДОВ И БОРИДОВ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА <b>Рубаник В.В., Кулак М.М., Самолетов В.Г.</b> .....	171
ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА МЕТОДОМ СВС <b>Кулак М.М., Самолетов В.Г., Никифорова И.В.</b> .....	173
KINETICS OF SECONDARY CARBIDE PRECIPITATION ON COOLING IN HIGH-CHROMIUM WEAR-RESISTANT ALLOYS <b>Savushkina E.S., Sozykina A.S., Okishev K.Yu.</b> .....	175
ОЦЕНКА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ДИАМАНА В ШИРОКОМ СПЕКТРЕ ТЕМПЕРАТУР <b>Мурзаев Р.Т., Давлетбаков А.А., Галиахметова Л.Х.</b> .....	178
МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ГИРАТОР НА ОСНОВЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ СТРУКТУР МЕТГЛАС-ЦТС-МЕТГЛАС <b>Филиппов Д.А., Лалетин В.М., Поддубная Н.Н., Удальцова Е.В.</b> .....	181
КОМПЛЕКСНОЕ ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ АНАЛИЗА ПОВЕРХНОСТИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБЪЕКТОВ ИСТОРИЧЕСКОЙ ХУДОЖЕСТВЕННОЙ КЕРАМИКИ НА ПРИМЕРЕ ФРАНЦУЗСКОГО ФАРФОРА И ФАЯНСА XIX В <b>Вахрушев В.О., Вайнштейн Д.Л., Ковалев А.И., Коновалов Е.П., Шлыкова Т.В., Кузьмина Э.В., Дробаха Е.С.</b> .....	183
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ FE-CO-NI-CR-C, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ <b>Поволяева Е.А., Астахов И.И., Шайсултанов Д.Г., Аль-Обаиди З.М.Х., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В.</b> .....	186
РЕЖИМ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БИОСОВМЕСТИМОГО ПОРОШКА СПЛАВА НА ОСНОВЕ CO-CR МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ АТОМИЗАЦИИ <b>Поволяева Е.А., Астахов И.И., Озеров М.С., Жеребцова Н.Ю., Шайсултанов Д.Г., Аль-Обаиди З.М.Х., Жеребцов С.В.</b> .....	187
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОЛЬГИ СПЛАВА Al-Si-(Mg-Mn-Fe-Ni-Cu), ПОУЧЕННОЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ <b>Рубаник В.В., Шепелевич В.Г., Гусакова О.В.</b> .....	188
ОСОБЕННОСТИ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ТЕЛА ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР <b>Веремейчик А.И., Хвисевич В.М., Холодарь Б.Г., Мазырка М.В.</b> .....	191
УСТОЙЧИВОСТЬ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НОВЫХ ДВУМЕРНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР <b>Галиахметова Л.Х., Полякова П.В., Баимова Ю.А.</b> .....	193
ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ЭНЕРГИИ ГРАФЕНА <b>Галиахметова Л.Х., Мурзаев Р.Т., Баимова Ю.А.</b> .....	196

АНАЛИЗ АНИЗОТРОПИИ ГРАФЕНА СО СКЛАДКАМИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ <b>Ахунова А.Х., Баимова Ю.А.</b> .....	197
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ <b>Анищик В.М., Поляк Н.И., Ходасевич В.В., Карабко А.Ю., Егоров И.С.</b> .....	201
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛИ, ОБЛУЧЕННОЙ ИМПУЛЬСНЫМ ПУЧКОМ ЭЛЕКТРОНОВ <b>Поляк Н.И., Анищик В.М., Ходасевич В.В., Викторовский Н.Д., Караваева В.С., Егоров И.С.</b> .....	204
ПРОПИТКА ГРАФИТА ИНДИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ <b>Антанович А.А.</b> .....	207
ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ И ГЕНЕРАЦИЯ УСИЛИЙ МНОГОВИТКОВЫМИ КСПЭ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЖИМЕ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ОПФ <b>Киселев А.Ю., Метлов Л.С., Волков Г.А., Вьюненко Ю.Н.</b> .....	209
ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНОГО СЛОЯ СИЛИЦИДОВ НА ПОВЕРХНОСТИ НИОБИЯ ТВЕРДОФАЗНЫМ МЕТОДОМ <b>Кийко В.М., Коржов В.П., Абашкин С.А., Некрасов А.Н., Желтякова И.С., Строганова Т.С.</b> .....	212
ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <b>Нечаев Ю.С., Денисов Е.А., Филиппова В.П.</b> .....	213
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ФАЗОВАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И ЖАРОСТОЙКОСТЬ ТУГОПЛАВКИХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ОЦК-В2 СТРУКТУРОЙ <b>Панина Е.С., Юрченко Н.Ю., Салищев Г.А., Жеребцов С.В., Степанов Н.Д.</b> .....	217
ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕЖАТОМНЫХ РАССТОЯНИЙ И КРАТНОСТИ КОВАЛЕНТНЫХ СВЯЗЕЙ В НАНО-РАЗМЕРНЫХ УГЛЕРОДНЫХ СТРУКТУРАХ МЕТОДОМ СПЕКТРОСКОПИИ ПОТЕРЬ ЭНЕРГИИ ЭЛЕКТРОНОВ <b>Филиппова В.П., Блинова Е.Н., Шурыгина Н.А.</b> .....	218
МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ КРИОГЕННОГО МАГНИТНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ С ОБРАТНЫМ МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИМ ЭФФЕКТОМ <b>Каманцев А.П., Кошкидько Ю.С., Мусабинов И.И., Кошелев А.В., Таскаев С.В., Маширов А.В., Шавров В.Г.</b> .....	221
ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА ДОМЕННЫХ СТЕНОК В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ TGS С ПЕРИОДИЧЕСКОЙ ПРИМЕСНОЙ СТРУКТУРОЙ <b>Толстихина А.Л., Гайнутдинов Р.В., Лашкова А.К., Иванова Е.С., Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Кашевич И.Ф.</b> .....	224
МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОБЪЕМНЫХ КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНАТА БАРИЯ <b>Лалетин В.М., Кудыбин М.В., Поддубная Н.Н., Филиппов Д.А., Tran Dang Thanh</b> .....	227

<p>СИНТЕЗ И КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ  <math>\text{BiFeO}_3 - \text{Ba}(\text{Sr})\text{TiO}_3</math>  <b>Латушко С.И., Желудкевич Д.В., Силибин М.В., Сиколенко В.В.,</b>  <b>Поддубная Н.Н., Карпинский Д.В.</b>.....</p>	230
<p>КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ И МАГНИТНАЯ СТРУКТУРА <math>\text{BiMn}_{0.7}\text{Fe}_{0.3}\text{O}_3</math>  <b>Латушко С.И., Желудкевич Д.В., Силибин М.В., Сиколенко В.В., Поддубная Н.Н.,</b>  <b>Карпинский Д.В.</b> .....</p>	233
<p>ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА          СПЛАВОВ СЕРИИ AL-MG-SI В ХОДЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ  <b>Лапшов М.А., Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Чинов В.Ю.</b>.....</p>	236
<p>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АТОМНОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НА          МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Fe-Ni-Si-B  <b>Корниенков Б.А., Ковалев А.И., Рашковский А.Ю., Филиппова В.П.</b>.....</p>	239
<p>СТРУКТУРА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ          ОБРАБОТКИ  <b>Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Wang J.T., Liu Y.</b>.....</p>	240
<p>ТВЁРДЫЙ КЕАРМИЧЕСКИЙ МАГНИТНЫЙ МАТЕРИАЛ, СИНТЕЗИРОВАННЫЙ ИЗ          РАСПЛАВА НА БОЛЬШОЙ СОЛНЕЧНОЙ ПЕЧИ  <b>Шерматов Ж.З., Пайзуллаханов М.С., Арипова М.Х., Ражаматов О.Т.,</b>  <b>Живулько А.М., Янушкевич К.И.</b>.....</p>	242
<p>ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ МЕСТНЫХ СЫРЬЕВЫХ          МАТЕРИАЛОВ УЗБЕКИСТАНА  <b>Шерматов Ж.З., Пайзуллаханов М.С., Арипова М.Х., Ражаматов О.Т.,</b>  <b>Живулько А.М., Янушкевич К.И.</b>.....</p>	245
<p>ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА <math>\text{TiNi}</math> С          БИОИНЕРТНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ, ПОЛУЧЕННЫМИ МЕТОДАМИ PVD  <b>Рубаник В.В., Багрец Д.А., Рубаник В.В. мл., Урбан В.И., Дородейко В.Г.,</b>  <b>Андреев В.А., Чекан Н.М., Акула И.П.</b>.....</p>	248
<p>МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПЕРВИЧНЫХ ФАЗ БИНАРНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ          ПОВЫШЕНИЯ ИХ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ  <b>Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В.</b>.....</p>	249
<p>ВЛИЯНИЕ ЗВУКА НА УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ  <b>Марукович Е.И., Стеценко В.Ю.</b>.....</p>	251
<p>ОСОБЕННОСТИ ДЕЛОКАЛИЗАЦИИ ЗАРЯДА МОНОКРИСТАЛЛА <math>\text{TlGaSe}_2</math> В ОБЛАСТИ          ТЕМПЕРАТУРЫ 220 – 260 К  <b>Одринский А.П.</b>.....</p>	253
<p>МЕХАНИЧЕСКИЙ ОТКЛИК И ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МУЛЬТИСЛОЙНЫХ          АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ          БРИДЖМЕНА  <b>Пермякова И.Е., Глезер А.М.</b>.....</p>	255

- ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ПАРАМЕТРЫ СМАЧИВАЕМОСТИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi  
**Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Кафтаранова М.И., Ходоренко В.Н., Пахолкина С.А.** ..... 256
- ПОЛУЧЕНИЕ И ИЗУЧЕНИЕ НОВОГО ФОСФОРЕСЦЕНТНОГО ФОСФИН-ТИОЛАТНОГО КЛАСТЕРА МЕДИ – СЕНСОРА ЛЕГКОЛЕТУЧИХ ВЕЩЕСТВ  
**Критченков И.С., Критченкова А.Х., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Семенкова Д.И., Голубев Р.А.**..... 259
- СИНТЕЗ МАГНИТНЫХ КОМПОЗИТОВ  $Co_3O_4-Fe_2O_3$  С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОНЦЕНТРИРОВАННОГО СОЛНЕЧНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ  
**Шерматов Ж.З., Пайзуллаханов М.С., Арипова М.Х., Ражаматов О.Т., Аплевич А.В., Живулько А.М., Лапотко П.Ю., Мазаник Т.Ч., Янушкевич К.И., Син В.А.** ..... 261
- МЕХАНОАКТИВИРОВАННОЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ СПЕКАНИЕ КАРБИДОВ ТАНТАЛА В МЕДНОЙ МАТРИЦЕ  
**Дудина Д.В., Григорьева Т.Ф., Ковалева С.А., Ухина А.В., Девяткина Е.Т., Восмериков С.В., Маркушин В.В., Ляхов Н.З.** ..... 263
- МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ МОНОКАРБИДОВ НИОБИЯ, ТАНТАЛА, ГАФНИЯ И ТИТАНА  
**Удалова Т.А., Ковалева С.А., Григорьева Т.Ф., Восмериков С.В., Девяткина Е.Т., Киселева Т.Ю.**..... 266
- АНАЛИЗ ПРИМЕНИМОСТИ ПРОГРАММНЫХ ПАКЕТОВ ТОПОЛОГИЧЕСКОЙ ОПТИМИЗАЦИИ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНЫХ ФОРМ ИЗГОТОВЛЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ  
**Котович И.В., Ежов А.Д., Киселёв В.П., Иванчиченко В.С., Саранди В.М., Сосова Д.М.** ..... 269
- ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КЕРАМИК ИЗ ЧИСТОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА  
**Ланцев Е.А., Нохрин А.В., Сметанина К.Е., Андреев П.В.**..... 271
- ЗАВИСИМОСТЬ РАСПРОСТРАНЕНИЯ НИТЕВИДНОЙ КОРРОЗИИ СПЛАВА ZX10 ОТ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ЗЕРНА  
**Мягих П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л.** ..... 272
- ПРЕИМУЩЕСТВА КОМПЛЕКСНОГО СТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА МНОГОФАЗНЫХ СПЛАВОВ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ  
**Беликова Ю.А., Кондратьев С.Ю., Петров С.Н.**..... 274
- ДИСКРЕТНЫЕ УДАРОПРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЕ  
**Пилипчук А.П., Девойно О.Г., Рафальский И.В., Мишин А.А.** ..... 276
- МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРУЕМЫЙ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУР  $Cu/ZrO_2$  И  $Cu/TiO_2$   
**Григорьева Т.Ф., Лецко А.И., Талако Т.Л., Девяткина Е.Т., Восмериков С.В., Цыбуля С.В., Витязь П.А., Ляхов Н.З.** ..... 279
- ВЛИЯНИЕ ГЛУБИНЫ ЗОНЫ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛА ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ НА ЕГО НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ  
**Веремейчик А.И., Нерода М.В., Холодарь Б.Г.**..... 282

ВОЗДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОФЛЮЕНСНОГО ИОННОГО Ar <sup>+</sup> ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ CrAlN <b>Константинов С.В., Комаров Ф.Ф., Wendler E.</b> .....	285
ВЛИЯНИЕ АТОМОВ ВОДОРОДА НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ Al/Cu БИКРИСТАЛЛОВ С (001) <sub>Al</sub> //(001) <sub>Cu</sub> МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ ПРИ СДВИГЕ <b>Безбородова П.А., Красников В.С., Майер А.Е.</b> .....	288
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С РАЗЛИЧНЫМ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ <b>Степухов Е.М., Галиева Э.В.</b> .....	290
ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79 <b>Галиева Э.В., Валитов В.А., Классман Е.Ю.</b> .....	291
КРИТИЧЕСКОЕ ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО КОРРОЗИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ <b>Линдеров М.Л., Данилов В.А., Мерсон Д.Л.</b> .....	292
ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЦИНКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ Mg-xZn-0.1Ca ПОСЛЕ ГОМОГЕНИЗИРУЮЩЕГО ОТЖИГА <b>Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л.</b> .....	295
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕМ СТАРЕНИИ В СПЛАВЕ TiNi <b>Чуракова А.А., Лакаткина А.Н.</b> .....	298
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИСХОДНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-51,0 ат.%Ni <b>Чуракова А.А., Воробьев Е.В.</b> .....	300
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПАРАМЕТРА РЕШЕТКИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ Cu <sub>2-x</sub> Se <b>Иванов А.А., Бублик В.Т., Воронов М.В., Панченко В.П., Табачкова Н.Ю.</b> .....	301
ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КАЛЬЦИЯ НА КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКИХ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ Mg-1Zn-xCa <b>Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л.</b> .....	303
ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ МЕДИ С ПОМОЩЬЮ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ <b>Бачурин Д.В., Идрисова М., Назаров А.А., Мурзаев Р.Т.</b> .....	305
ПОЛУЧЕНИЕ ГИБКИХ СЛОИСТЫХ СТРУКТУР С МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ НА ОСНОВЕ PVDF И НИКЕЛЯ <b>Разбаев П.А., Поддубная Н.Н., Силибин М.В., Сыса А.В.</b> .....	307
МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕРОЯТНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ОТЛИВОК ПУТЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ <b>Марукович Е.И., Николайчик Ю.А., Хоу Ябо</b> .....	310

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ РАЗРАБОТКИ ПО УТИЛИЗАЦИИ ОРУЖЕЙНОГО ПЛУТОНИЯ В СОСТАВЕ МОКС-ТОПЛИВА В ТЕПЛОВЫХ РЕАКТОРАХ ТИПА ВВЭР-1000 <b>Блинников А.А., Егоров М.Ю., Исанов К.А.</b> .....	314
МЕХАНИЧЕСКОЕ СПЛАВЛЕНИЕ ЖЕЛЕЗА С ТУГОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ ТИТАНОМ И ЦИРКОНИЕМ <b>Григорьева Т.Ф., Ковалева С.А., Киселева Т.Ю., Девяткина Е.Т., Восмериков С.В., Жорник В.И., Витязь П.А., Ляхов Н.З.</b> .....	317
МЕХАНИЧЕСКИ СТИМУЛИРОВАННЫЕ РЕАКЦИИ СИНТЕЗА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ЖАРОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ <b>Григорьева Т.Ф., Ковалева С.А., Дудина Д.В., Ухина А.В., Видюк Т.М., Девяткина Е.Т., Восмериков С.В., Жорник В.И., Витязь П.А., Ляхов Н.З.</b> .....	320
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВОЛН ЛЭМБА ДЛЯ КОНТРОЛЯ ДЕФЕКТНОСТИ СТЫКОВЫХ ШВОВ В ТОНКИХ ПЛАСТИНАХ <b>Васильев А.В., Бирюков Д.Ю., Зацепин А.Ф.</b> .....	323
ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ Fe, Si, Mg и Zn НА СТРУКТУРУ и МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХОЛОДНОКАТАНЫХ ЛИСТОВ СПЛАВА Al-2%Cu-1,5%Mn <b>Белов Н.А., Цыденов К.А.</b> .....	325
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ СИСТЕМЫ ПОЛИМЕР – ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ АЛМАЗ – ДИОКСИД КРЕМНИЯ <b>Костюкевич П.А., Кузей А.М., Лебедев В.Я.</b> .....	328
ТЕПЛОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ ТИПА «ЕСТЕСТВЕННЫЕ КОМПОЗИТЫ» НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Ca-Ce <b>Наумова Е.А., Васина М.А., Рогачев С.О.</b> .....	330
ДИНАМИКА ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА МАРТЕНСИТ-АУСТЕНИТ В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА В ИМПУЛЬСНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ ДО 200 КЭ <b>Гамзатов А.Г., Камиллов К.И.</b> .....	333
ВЛИЯНИЕ ПОДВИЖНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА ПУТИ ФОРМИРОВАНИЯ И РАЗМЕР КРИСТАЛЛИТОВ НАНОСТРУКТУР ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ <b>Пилюгин В.П., Воронова Л.М., Дегтярёв М.В., Мелкозёров Д.И., Пацелов А.М., Постовалова К.А., Сосян Д.А., Чашухина Т.И.</b> .....	334
СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В ПРУТКАХ <b>Волокитина И.Е., Панин Е.А., Федорова Т.Д., Лавринюк Д.Н.</b> .....	336
МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОВОЛОКЕ <b>Волокитин А.В., Федорова Т.Д., Лавринюк Д.Н., Денисова А.И.</b> .....	337
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ TiNi СТЕНТОВ <b>Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Ужекина А.Н., Денисенко В.Л., Бухтаревич С.П., Денисенко Э.В., Орловский Ю.Н., Дородейко В.Г.</b> .....	340
ЗАДАНИЕ ФОРМЫ TiNi СПЛАВАМ С ПОМОЩЬЮ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА <b>Ломач М.С., Рубаник В.В., Багрец Д.А., Рубаник В.В. мл., Вегера И.И., Гайлевич Э.В., Цыкунов П.Ю.</b> .....	343

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ МЕХАНОАКТИВАЦИЯ И ПРЕССОВАНИЕ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ <b>Фролов В.К., Шилин А.Д., Рубаник В.В., Луцко В.Ф.</b> .....	344
ПОЛУЧЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ КРАСОК, НАПОЛНЕННЫХ ГРАФЕНОСОДЕРЖАЩИМ МОДИФИКАТОРОМ, С ПРИМЕНЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА <b>Рубаник В.В., Савицкий В.О., Рубаник В.В. мл., Луцко В.Ф., Vui Hung Thang, Doan Dinh Phuong</b> .....	347
РАВНОКАНАЛЬНОЕ УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ <b>Рубаник В.В., Ломач М.С., Рубаник В.В. мл., Луцко В.Ф., Гусакова С.В.</b> .....	350
УЛЬТРАЗВУКОВАЯ РЕЗКА ПИЩЕВЫХ ПРОДУКТОВ <b>Луцко В.Ф., Рубаник В.В., Казьмин А.А., Шакуров И.А., Попова О.С.</b> .....	352
МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСАЖДЕНИЯ И РАСПЫЛЕНИЯ АТОМОВ ПРИ НОРМАЛЬНОМ ПАДЕНИИ НА ПОВЕРХНОСТЬ КРИСТАЛЛА <b>Абдуллина Д.У., Дмитриев С.В.</b> .....	355
УЛЬТРАЗВУКОВЫЕ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ РЕАКЦИИ ХИТОЗАНА <b>Егоров А.Р., Критченков А.С., Семенкова Д.И., Голубев Р.А.</b> .....	356
INFLUENCE OF PREPARATION ROUTE ON THERMOELECTIC PROPERTIES OF $IN_xCO_4SB_{12+\delta}$ SKUTTERUDITE COMPOUNDS <b>Ivanova A.S., Ivanov O.N., Novitskii A.P., Repnikov N.I., Khovaylo V.V.</b> .....	357
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ .....	358

Научное издание

## **ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ**

**Материалы  
международного симпозиума  
(Минск, 21-25 августа 2023 года)**

Оформление и компьютерная верстка *А.Н. Ужекиной*

---

Подписано в печать 04.08.2023. Формат 60\*84/8.  
Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ.л. 43,59.  
Науч.изд. л. 41,18. Тираж 30 экз. Заказ № 280.

Республиканское унитарное предприятие  
«Информационно-вычислительный центр  
Министерства финансов Республики Беларусь».  
Свидетельства о государственной регистрации издателя,  
изготовителя, распространителя печатных изданий  
№1/161 от 27.01.2014, №2/41 от 29.01.2014.  
Ул. Кальварийская, 17, 220004, г.Минск