НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ

МЕЖГОСУДАРСТВЕННЫЙ КООРДИНАЦИОННЫЙ СОВЕТ ПО ФИЗИКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

ИНСТИТУТ ТЕХНИЧЕСКОЙ АКУСТИКИ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

# АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

## Материалы LXVIII международной научной конференции

(Витебск, 27-31 мая 2024 года)

Посвящается 75-летию со дня рождения
члена-корреспондента НАН Беларуси, доктора технических наук,
профессора Рубаника В.В.

Минск
«ИВЦ Минфина»
2024

УДК [539.4+620.22] (082)
ББК 22.251я43
А43

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

**Актуальные проблемы прочности** : материалы LXVIII международной научной конференции: Витебск, 27-31 мая 2024 года / под ред. В.В. Рубаника. -
А-43 Минск: «ИВЦ Минфина», 2024. – 438 с.

ISBN 978-985-880-474-9.

В сборнике опубликованы результаты исследований конструкционных, функциональных и «smart» материалов. Рассмотрен ряд наиболее актуальных сегодня направлений материаловедения и физики конденсированного состояния.

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 [539.4+620.22] (082)**
**ББК 22.251я43**

**ISBN 978-985-880-474-9**

© Институт технической акустики НАН Беларуси, 2024

**РУБАНИК ВАСИЛИЙ ВАСИЛЬЕВИЧ**
**(к 75-летию со дня рождения)**

9 мая 2024 года исполнилось 75 лет известному ученому в области ультразвуковой обработки материалов, члену-корреспонденту НАН Беларуси, доктору технических наук, профессору **Василию Васильевичу Рубанику.**

Василий Васильевич родился в 1949 г. в д. Бутово, Витебской области. В 1971 году окончил Минский радиотехнический институт (в настоящее время Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники). После окончания служил на Краснознаменном Тихоокеанском флоте в центре спутниковой связи. Уже в эти годы проявилось его стремление к исследовательской работе. И вот уже более 40 лет он работает в НАН Беларуси, где прошел путь от старшего инженера до директора института. В 1978 году был приглашен на работу в филиал Института физики твердого тела и полупроводников, созданный в конце 1975 г. (с 1994 г. Институт технической акустики НАН Беларуси), в котором работал в качестве руководителя группы, младшего научного сотрудника, старшего научного сотрудника, ведущего научного сотрудника, заведующего лабораторией, заместителя директора по научной работе, директора института.

В 1984 году успешно защитил кандидатскую, в 2005 году – диссертацию на соискание ученой степени доктора технических наук. В 2014 году был избран членом-корреспондентом НАН Беларуси.

Рубаник В.В. является известным ученым в области физического материаловедения, ультразвуковой обработки материалов. Им создана научная школа по термоупругим фазовым превращениям при внешних высокоэнергетических воздействиях. Исследования термомеханического поведения сплавов с эффектом памяти формы при ультразвуковом воздействии позволили обнаружить «аномальный» эффект Блага-Лангенекера и впервые осуществить инициирование эффектов памяти формы с помощью ультразвуковых колебаний. Под его руководством исследованы и разработаны новые способы генерации реактивных механических напряжений и задания памяти формы с помощью ультразвуковых колебаний. Фундаментальные исследования легли в основу для разработки передовых технологий обработки сплавов никелида титана, позволяющих получать полуфабрикаты для изготовления изделий технического и медицинского назначения. Созданы научные основы и методы использования мощного ультразвука в различных технологических процессах: пластического деформирования, термической обработки, прессования порошковых материалов, сварки различных материалов и др.

За время научной деятельности Рубаником В.В. опубликовано более 800 научных работ, в том числе 20 монографий, 9 учебных пособий, 80 авторских свидетельств и патентов. Под его научным руководством защищены 1 докторская, 5 кандидатских и 15 магистерских диссертаций. Является членом Общего собрания НАН Беларуси, членом научного совета БРФФИ, членом экспертного совета ВАК, членом редакционной коллегии ряда материаловедческих журналов Беларуси и России.

Рубаник В.В. является заместителем председателя и руководителем по Беларуси Межгосударственного координационного Совета (МКС) по физике прочности и пластичности материалов, под эгидой которого ежегодно выступает председателем организационного комитета проводимых на базе ИТА НАН Беларуси научно-технических мероприятий: Международной конференции «Актуальные проблемы прочности»; Международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии»; Международной научной конференции «Сплавы с эффектом памяти формы»; Международной научной конференции «Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы».

Рубаник В.В. является руководителем ряда научных тем, выполняемых в рамках государственных программ научных исследований, БРФФИ и хозяйственных договоров. Их выполнение обеспечивает создание новых производств на действующих предприятиях, способствует технологическому обновлению предприятий, активизации их инновационной деятельности, а также расширению участия академической, вузовской и отраслевой науки.

В 2014 году за многолетний плодотворный труд, достижение высоких творческих показателей, значительный личный вклад в развитие научной деятельности В.В. Рубаник был награжден медалью Франциска Скорины. В 2019 году награжден Нагрудным знаком отличия имени В.М. Игнатовского Национальной академии наук Беларуси. Является лауреатом премии НАН Беларуси (2008 и 2017 годы), международной премии РАН и НАН Беларуси (2021 год), награждался Почетной грамотой Совета Министров Республики Беларусь, памятным знаком «В честь основания Национальной академии наук Беларуси», Почетной грамотой НАН Беларуси, Почетными грамотами различных министерств и ведомств, Дипломом Международного Алфёровского фонда поддержки образования и науки. В 2018 году стал первым белорусом, награжденным Почетной медалью им. академика Г.В. Курдюмова.

Рубаника В.В. отличают высокий профессионализм, эрудиция, трудолюбие, энергичность, целеустремленность, отзывчивость и доброжелательное отношение к людям!

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВКИ НОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р2М9

**Гусева Т.П., Громов В.Е., Гостевская А.Н., Кондратова О.А., Малушин Н.Н.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*
*e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

Для упрочнения деталей машин и механизмов в металлургической, машиностроительной и гонно-добывающей отраслях промышленности эксплуатирующихся в условиях ударного и абразивного износа и высоких температур, широко применяются наплавки из быстрорежущих сталей. В последние годы быстрорежущие вольфрамовые стали типа Р18, Р12, Р9 заменяются экономнолигированными типа Р2М9. Исследована структура и свойства быстрорежущей стали Р2М9ЮАТ, дополнительно легированной Al и N следующего химического состава (масс %): C 0,89; Cr 3,47; W 1,86; Mo 7,98; v 0,87; Ti 0,64; Al 1,54; N 0,10.

Образцы наплавляли плазменной дугой на обратной полярности с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р2М9ЮАТ. Шихта проволоки дополнительно содержит азотированный феррохром и титан, что позволяет увеличить содержание азота в наплавленном металле до 0,10 – 0,12 %. В качестве основного металла заготовки использована сталь 30ХГСА, обладающая комплексом высоких механических свойств и хорошей свариваемостью. Наплавку образцов осуществляли на установке для плазменной наплавки порошковыми проволоками УД-417Д. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, защитного – азот. Режим наплавки: $I_{св}$ = 145 ÷ 150 А, $U_д$ = 45 ÷ 50 В, скорость наплавки $\upsilon_н$ =18 м/ч, скорость подачи порошковой проволоки $\upsilon_{п.пр.}$ = 60 м/ч, длина дуги $l_д$ = 20 мм, расход защитного газа (азота) $Q_{защ}$ = 20 ÷ 22 л/мин, расход плазмообразующего газа (аргона) $Q_{плазм}$ = 6 ÷ 8 л/мин, диаметр проволоки 3,7 мм. После окончания наплавки заготовку охлаждали на воздухе и подвергали высокотемпературному отпуску, режим которого оптимизирован в процессе работы. Режим высокотемпературного отпуска: температура нагрева 560 – 580 °С, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4.

Исследовано распределение микротвердости поверхностного слоя наплавленного сплава Р2М9ЮАТ в состоянии после плазменной наплавки и после наплавки и высокотемпературного отпуска. Установлено, что микротвердость изменяется от минимального значения 4,68 ГПа до 5,93 ГПа, а распределение микротвердости наплавленного слоя в состоянии после плазменной наплавки характеризуется значительной неравномерностью. В условиях многослойной плазменной наплавки с перекрытием валиков металл подвергается сложному термическому воздействию, что объясняет неравномерность распределения микротвердости. Четырехкратный высокотемпературный отпуск приводит к превращению остаточного аустенита, выделению карбидов и карбонитридов. Микротвердость наплавленного металла после проведения отпуска возрастает от 6,89 ГПа до 7,48 ГПа, а ее распределение становится более равномерным.

Структура наплавленного сплава в состоянии после наплавки характерна для литых и наплавленных сплавов: мартенсит, остаточный аустенит и карбиды. Установлено, что в наплавленном металле основными фазами после высокотемпературного отпуска являются твердый раствор α-железа, карбиды и карбонитриды на основе железа, вольфрама, молибдена, хрома, алюминия и титана.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, https://rscf.ru/project/23-19-00186.***

# РОЛЬ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNiMn

**Ефимов М.О., Громов В.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*,
e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Методами современного физического материаловедения выполнены исследования структурно-фазовых состояний и свойств высокоэнтропийного сплава (ВЭС) Co-Cr-Fe-Ni-Mn неэквиатомного состава, полученного с помощью технологии проволочно-дугового аддитивного производства на подложке из нержавеющей стали и сплава 5083 и подвергнутого электронно-пучковой обработке.

Определены механические свойства при сжатии и растяжении ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn, полученного при разных режимах наплавочного комплекса, что позволило выявить режим, обеспечивающий наилучшее сочетание прочности и пластичности. При испытаниях на сжатие условный предел текучести составил 279 МПа, временное сопротивление разрушению 1689 МПа, относительная деформация – 54%, а при растяжении – 279 МПА, >500 МПа и >75%, соответственно. Параметр износа $2{,}9\cdot10^{-4}$ мм$^3$/Н·м, коэффициент трения 0,62. Поверхность разрушения носит вязкий ямочный характер излома.

Электронно-пучковая обработка (ЭПО) ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn с плотностью энергии $E_S$= 10 Дж/см$^2$ сопровождается первичной рекристаллизацией с образованием зерен размером 1,5-3 мкм. При $E_S$= (15-30) Дж/см$^2$ развивается процесс собирательной рекристаллизации, сопровождающийся ростом среднего размера зерен от 35 до 120 мкм. Образующиеся в объеме зерен ячейки высокоскоростной кристаллизации увеличиваются от 310 нм при $E_S$= 15 Дж/см$^2$ до 800 нм при $E_S$= 30 Дж/см$^2$. Скалярная плотность дислокаций немонотонно уменьшается по мере удаления до 130 мкм от поверхности облучения, тип дислокационной субструктуры меняется от неразориентированной ячеистой до хаотической через неразориентированную ячеисто-сетчатую. Изгибные контуры экстинкции отсутствуют.

ЭПО сопровождается выделением наноразмерных (1-3 нм) частиц FeCr округлой формы на дислокациях. Увеличение $E_S$ приводит при испытаниях на растяжение к снижению пластичности более, чем в 2 раза, прочности в 1,3 раза, микротвердости в 1,6 раза относительно исходного состояния. Выявлены области материала, разрушение которого произошло с образованием полосовой (пластинчатой) структуры. Площадь излома пластинчатой структуры увеличивается от 25% при $E_S$= 10 Дж/см$^2$ до 65% при $E_S$= 30 Дж/см$^2$, что может являться одной из причин снижения прочности и пластичности материала в облученном состоянии.

Нанесение ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn на поверхность сплава 5083 сопровождается взаимным легированием зоны контакта покрытий и подложки. В зоне контакта покрытия из ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn и подложки повышается микротвердость. Упрочнение подложки обусловлено формированием алюминидов железа ($Al_{13}Fe_4$) пластинчатой морфологии. Упрочнение ВЭС обусловлено формированием зеренно-субзеренной структуры субмикронных размеров, на границах и в объеме которых наблюдаются наноразмерные частицы второй фазы ($Al_3Ni$).

После ЭПО зоны контакта сплава 5083 и ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn слой, примыкающий к подложке, имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации, сформированную твердым раствором Mg и Al. По границам ячеек располагаются прослойки 2 фазы, обогащенные атомами, формирующими покрытие и подложку.

# АНАЛИЗ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ КОНТАКТА БЫСТРОРЕЖУЩАЯ СТАЛЬ Р18 (НАПЛАВКА) – СТАЛЬ 30ХГСА (ПОДЛОЖКА)

**Чапайкин А.С.[1], Громов В.Е.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Кондратова О.А.[1]**
[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*
*e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*
[2]*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,*
*e-mail: yufi55@mail.ru*

Плазменная наплавка является эффективной защитой поверхностей машин и механизмов горнодобывающей, строительной и металлургической отраслей промышленности от абразивного и ударного износа. Для этих целей используются различные быстрорежущие стали (Р18, Р2М9, Р6М5 и др.), легированием азота которых можно достичь повышенных эксплуатационных свойств.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнены исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры зоны контакта плазменного покрытия из быстрорежущей стали Р18Ю, сформированного в среде азота, на подложке из среднелегированной стали 30ГХСА после четырехкратного высокотемпературного отпуска.

Установлено, что зона контакта имеет пластинчатую структуру отпущенного мартенсита. В значительно меньшем количестве в структуре зоны контакта присутствует субзеренная структура. Пластины мартенсита фрагментированы, размеры фрагментов изменяются в пределах 250-300 нм. Зона контакта характеризуется наличием большого количества частиц второй фазы (карбиды), различающихся размерами, формой и расположением в объеме зоны контакта. Во-первых, наблюдаются частицы глобулярной формы субмикронных размеров, расположенные в исследуемом материале хаотически. Это частицы, сформировавшие в наплавленном слое карбидный каркас. Во-вторых, частицы пластинчатой (игольчатой) и ограненной формы, расположенные в структуре пластин мартенсита. В-третьих, частицы округлой формы, расположенные на границах фрагментов, субзерен и пластин мартенсита.

Анализ структуры зоны контакта методами тонких (150-200 нм) фольг выявил наличие внутренних напряжений, о чем свидетельствуют изгибные контуры экстинкции, присутствующие на электронно-микроскопических изображениях материала. В объеме пластин мартенсита присутствует дислокационная субструктура сетчатого тип. Скалярная плотность дислокаций, определенная методами случайно расположенных секущих, составляет $10{,}5*10^{10}$ $см^{-2}$.

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектронограмм установлено, что глобулярные частицы субмикронных размеров являются карбидом состава Fe3W3C. Наряду с частицами на основе вольфрама исследуемый участок фольги содержит наноразмерные частицы карбида хрома состава Cr3C2. Данные частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах от 11 нм до 43 нм.

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектронограмм установлено, что частицы пластинчатой формы являются карбидами состава Fe3C, Cr23C6 и V2C. Поперечные размеры частиц изменяются в пределах от 10 нм до 35 нм; продольные размеры частиц изменяются в пределах от 50 нм до 170 нм.

# МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

**Попова Н.А.[1], Громов В.Е.[2], Порфирьев М.А.[2], Кондратова О.А.[2], Никоненко Е.Л.[1]**

*[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, e-mail: natalya-popova-44@mail.ru*

*[2]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

Целью настоящей работы является количественная оценка механизмов деформационного упрочнения поверхностных слоев выкружки рельсов категории ДТ400 из заэвтектоидной стали после эксплуатации.

Изучение внутренней структуры и фазового состава проведено на образцах дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ400ИК из стали марки Э90ХАФ производства АО «Евраз-ЗСМК» после пропущенного тоннажа 187 млн. тонн брутто на экспериментальном кольце РЖД. Исследования выполнены вдоль радиуса скругления головки рельса (выкружки) на образцах, находящихся на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности. Исследования проводились методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах с применением электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ при рабочих увеличениях в колонне микроскопа от 15000 до 500000 крат.

Для оценки механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в исследуемой стали, для каждого образца проведена классификация морфологических признаков структуры, определен фазовый состав и рассчитаны параметры тонкой структуры. А именно: 1) объемные доли морфологических составляющих Pv; 2) установлены места локализации карбидной фазы (цементита) и в каждом конкретном месте определена форма частиц и рассчитаны их размеры d, расстояния между частицами r и объемная доля δ; 3) в каждой морфологической составляющей и в целом по материалу рассчитаны скалярная ρ и избыточная $\rho_{\pm}$ плотность дислокаций и создаваемые ими амплитуды внутренних напряжений: $\sigma_{Л}$ – напряжения сдвига, или «леса» дислокаций (создаются дислокационной структурой) и $\sigma_{д}$ – дальнодействующие, или локальные, напряжения (возникают в тех местах материала, где присутствует избыточная плотность дислокаций). Все количественные параметры тонкой структуры определены в каждой морфологической составляющей, статистически обработаны.

Первая морфологическая составляющая – тонкопластинчатый перлит. Второй морфологической составляющей материала является фрагментированный пластинчатый перлит. Третьей морфологической составляющей является разрушенный пластинчатый перлит – это участки или колонии пластинчатого перлита с изогнутыми, разрезанными и измельченными пластинами цементита со значительным нарушением строчности. Четвертая морфологическая составляющая – зерна глобулярного перлита. Объемная доля его не велика и составляет в объеме материала лишь 3%. Пятая морфологическая составляющая – участки структуры с полностью разрушенными колониями перлита. Внутри всех морфологических составляющих присутствуют частицы цементита. Дислокационная структура во всех морфологических составляющих представлена либо хаотически расположенными дислокациями, либо дислокационными сетками. Анализируя полученные данные, можно утверждать, что, прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов.

# ВОЗМОЖНОСТЬ СОЗДАНИЯ И ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

**Семин А.П., Боровский С.В., Громов В.Е.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*
*e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

Одной из фундаментальных и практически ориентированных задач современного материаловедения является разработка физических основ создания новых металлических материалов и технологий их получения с комплексом необходимых физико-механических и эксплуатационных характеристик. В начале XXI века появились первые работы по созданию и комплексному исследованию новых, так называемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС)

Многокомпонентные сплавы интересны тем, что они могут быть основой для других композиций, которые будут обладать лучшими свойствами, чем какие-то другие сплава, особенно основанные на одном элементе. В отдельную группу можно выделить металлические стекла (МС) на основе высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) из-за того, что этим материалам (МС ВЭС) присущи замечательные свойства обеих составляющих – высокая твердость и эластичность МС и высокая пластичность при растяжении ВЭС. Поэтому формирование, кристаллизация и кинетика таких материалов в настоящее время является предметом пристального изучения.

Одной из самых привлекательных особенностей ВЭС является высокая прочность и пластичность при пониженных и даже криогенных температурах. Сообщается также о высокой вязкости разрушения ВЭС при низких температурах, например, 232 МПа м1/2 при 77 К. Совокупность этих свойств делает ВЭС весьма перспективными материалами для использования в условиях Сибири и Крайнего Севера.

Отмеченные выше достижения использования ВЭС не дают оснований утверждать о ближайших перспективах замены традиционных сплавов в каких-либо отраслях промышленности. Для этого необходима разработка новых составов ВЭС, исследование их свойств применительно к конкретным условиям практического применения. Выявленные за последние 20 лет тенденции в этой области говорят о том, что опережающее развитие этого класса материалов будет только усиливаться. Разработка составов ВЭС и их изучение должны сопровождаться созданием новых технологий и процессов получения уникальных сплавов.

Для ВЭС Кантора CoCrFeNiAl неэквитамного состава, методом спинннгования получены ленты толщиной около 80 мкм. Методами современного физического материаловедения исследованы параметры этой ленты ВЭС.

Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что исследуемый сплав имеет следующий состав (ат. %): 9.6Al-12.2Cr-39,4Fe-12.5Co-24,3Ni-2.0Mn, т.е. может быть отнесен к ВЭС неэквиатомного состава.

Исследуемая лента является двухфазным материалом. Методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр XRD-6000, CuKα-излучение) выявлены твердый раствор на основе железа (ОЦК кристаллическая решетка) с параметром а = 0,28681 нм и соединение Co0.8Cr0.8Fe0.8Mn0.8Ni0.8 (ГЦК кристаллическая решетка) с параметром а = 0,35859 нм. Относительное содержание фаз 82 мас.% и 18 мас.%, соответственно. Микротвердость ленты ВЭС, определенная на приборе ПМТ3 при нагрузке на индентор 0,5 Н, составляет 367 HV.

Проанализирован востребованный производством комплекс высоких эксплуатационных свойств МС ВЭС, предполагаемых для использования в различных отраслях промышленности.

# МОДИФИЦИРОВАННЫЕ ПОТОКАМИ КОМПРЕССИОННОЙ ПЛАЗМЫ МНОГОСЛОЙНЫЕ ПОКРЫТИЯ

**Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Бендик Т.И., Оковитый В.В.**
*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*, *niil_svarka@bntu.by*

Известно, что обработка газотермических покрытий интенсивными высокоэнергетическими потоками: электронными, ионными, лазерными и плазменными сопровождается нагревом обрабатываемой поверхности (иногда выше температуры плавления исходного материала) с последующим быстрым переохлаждением поверхностного слоя покрытия со скоростью, достигающей значений $10^{10}$ К/с. Возникающие при этом градиенты температур и легирование исходного материала в процессе проводимой обработки часто приводят к структурным и фазовым превращениям в поверхностных слоях наносимых материалов и соответственно к изменению их технологических свойств: твердости, износостойкости, теплостойкости, прочности сцепления [1-6] и др. Совершенно новые возможности для проводимой модификации свойств покрытий и значительного улучшения получаемых эксплуатационных характеристик дает применение компрессионных плазменных потоков, которые генерируются квазистационарными плазменными ускорителями [1,2]. Этот способ имеет ряд преимуществ по сравнению с другими способами высокоэнергетической обработки: малый промежуток времени воздействия (порядка ~ 100 мкс), возможность дополнительного легирования полученных слоев покрытия элементами предварительно нанесенного покрытия, использование применяемого газа не только для нагревания покрытия, но и для его легирования. Совместное перемешивание компрессионными плазменными потоками системы основа-нанесенное покрытие позволяет получить приповерхностный слой, содержащий элементы как покрытия, так и основы.

**Свойства многослойных покрытий, модифицированных потоками компрессионной плазмы**

Рассмотрено современное применение и способы модифицирования высокоэнергетическими воздействиями плазменных покрытий на основе оксидной керамики. На основании проведенного обзора способов модифицирования высокоэнергетическими воздействиями плазменных покрытий на основе керамики можно констатировать, что данные покрытия имеют ряд существенных дефектов, таких как высокая остаточная пористость, пластинчатая структура и не всегда достаточная адгезия. Последующая высокоэнергетическая обработка как технология поверхностного упрочнения, является эффективным способом устранения этих дефектов и повышения качества плазменно-наплавляемого покрытия.

Проведенные нами исследования позволили констатировать, что при воздействии на полученные износостойкие плазменные покрытия компрессионных плазменных потоков имеют место следующие процессы. Передаваемая плазменным потоком покрытию высокая величина энергии, способствует плавлению поверхностного слоя толщиной 10 – 70 мкм, в зависимости от обрабатываемого материала покрытия. При воздействии плазменным потоком определенная часть материала покрытия может удаляться из-за эффекта абляции. Причем количество удаленного материала будет возрастать с увеличением энергии, передаваемой покрытию плазменным потоком. Под воздействием давления плазменного потока в расплавленном слое покрытия будет происходить жидкофазное перемешивание. На последнем этапе, происходит затвердевание поверхностного слоя покрытия в условиях сверхбыстрого охлаждения. Получается, что фазовый и элементный состав поверхностного слоя покрытия значительно изменяется. В покрытии формируется слой, который содержит элементы покрытия и плазмообразующего газа. А в случае многоступенчатой обработки системы «покрытие-основа» - формируется слой, который содержит элементы и покрытия и основы и плазмообразующего газа.

При увеличении энергии, поглощаемой покрытием за счет уменьшения расстояния от электродов до детали или увеличения количества подводимых импульсов обработки, происходит уменьшение концентрации легирующих покрытие элементов в приповерхностном слое, что в свою очередь к уменьшению в нем концентрации интерметаллидов. Это связано как с увеличением интенсивности процесса абляции, так и с увеличением толщины перемешиваемого слоя покрытия (более глубоким проникновением элементов покрытия в основу). Получаемая толщина перемешиваемого слоя зависит как от режимов обработки, так и от материала покрытия и основы.

Согласно полученным данных (таблица 1), оптимальные дистанции для получения упрочненной структуры плазменной обработки покрытий для $Al_2O_3$-$TiO_2$-NiCrAlYTa - 0,13м; для $Al_2O_3$-$TiO_2$-Mo - 0,14м.Это подтверждает стабилизация пористости, уменьшение которой по требуемому критерию оптимизации при дистанциях ниже 0,13 и 0,14м фактически не происходит, из-за кратковременности тепловых и динамических импульсных воздействий (~ 200 мкс), а также значительное содержание в покрытиях тугоплавкой фазы, не способствующей возрастанию степени оплавления и уплотнения покрытий. Кроме того, при дистанциях ≤ 0,11 м для $Al_2O_3$-$TiO_2$-NiCrAlYTa и 0,12 м для $Al_2O_3$-$TiO_2$-Mo видны разрушения сформированных покрытий с развитием макротрещин**.** Совместно с дистанцией обработки для формирования полностью оплавленных и упрочненных по всей толщине покрытий оптимизировали суммарное количество импульсов компрессионной плазмы.

При обработке системы малым количеством импульсом наблюдается неполное расплавление и частичное перемешивание компонентов системы. Обработка большим количеством импульсов характеризуется более однородным перемешиванием. Увеличение микротвердости также может быть обусловлено эффектами быстрой закалки: образец испытывает резкий нагрев вплоть до расплавления поверхностного слоя с последующим отводом тепла в глубь образца и быстрой рекристаллизацией. Установлено, что требуемое количество импульсов компрессионной плазмы для полной обработки покрытий для $Al_2O_3$-$TiO_2$-NiCrAlYTa составляет 14 – 15 воздействий, для, $Al_2O_3$-$TiO_2$-Mo 12 - 13 воздействий. Большее количество импульсов нецелесообразно, так как их многократное повторение ухудшает геометрию сформированной поверхности покрытия и технологические характеристики покрытия из-за переплава.

Таблица 1 – Полученные значения по оптимизации дистанции обработки импульсами компрессионной плазмы

| Сформированное покрытие | Дистанция обработки импульсами компрессионной плазмы, м | Показатель полученной пористости, % | Показатель микротвердости, Мп |
|---|---|---|---|
| $Al_2O_3$-$TiO_2$-Mo | 0,17 | 4,9-6,1 | 5433-7989 |
| | 0,16 | 4,5 – 5,9 | 5948-8074 (4960-6731) |
| | 0,15 | 3,8 – 5,1 | 6349-8565 (5292-7131) |
| | 0,14 | 3,1 – 4,6 | 7240-9380 (6035-7821) |
| | 0,13 | 3,4-4,9 | 6813-8522 (5681-7100) |
| | 0,12 | Разрушение покрытия | - |

| | | | |
|---|---|---|---|
| $Al_2O_3$-$TiO_2$-NiCrAlYTa | 0,17 | 4,5-5,8 | 5775-8644 (4621-6910) |
| | 0,16 | 4,0-5,3 | 6286-9033 (5025-7227) |
| | 0,15 | 3,7 – 4,9 | 7312-9350 (5850-7482) |
| | 0,14 | 2,8 – 4,5 | 7414-9695 (5931-7761) |
| | 0,13 | 2,6 – 3,9 | 7775-9914 (6221-7934) |
| | 0,12 | 3,4-4,3 | 6286-8033 (5032-6429) |
| | 0,11 | Разрушение покрытия | - |

Структура слоев покрытий, обработанных импульсами компрессионной плазмы, представляет собой оплавленный металло-керамический материал. В нем имеет место достаточно равномерное, гомогенное распределение структурных элементов. Благодаря этому происходит увеличение износостойкости нанесенных порошковых композиций. На фотографиях структур заметны следы частиц Mo и сплавов никеля. Указанный элемент структуры наблюдается в виде характерных светлых оболочек. Воздействие плазменных потоков на поверхность материала приводит к существенным изменениям в морфологии поверхности. Сохранение структуры распыляемых композиционных частиц в плазменной струе, после соударения их с подложкой и воздействий импульсами плазмы свидетельствует о том, что состав исходных порошков не претерпел значительных изменений при формировании покрытий.

Микротвердость напыленных порошковых материалов после применения обработки импульсами компрессионной плазмы выросла в 1,15-1,25 раза, что объясняется более эффективным процессом формированием фаз с повышенной прочностью, благодаря аморфной или нанокристаллической структуре. Такой эффект обеспечивается очень локальным оплавлением и уплотнением сформированных слоев покрытий толщиной 35 – 45 мкм при их очень быстром охлаждении, а также полным отсутствием рекристаллизации, обусловленной развитием процессов обработки импульсами компрессионной плазмы вглубь сформированного покрытия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Оковитый, В.А. Формирование плазменных порошковых покрытий из металлокерамики с последующим высокоэнергетическим модифицированием / Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Асташинский В.М., Соболевский С.Б., Оковитый В.В.// “Наука и техника”, БНТУ – Минск. -2020. Вып.6.- С.615-620.

2. Пантелеенко, Ф.И. Разработка принципов модификации высокоэнергетическим плазменным воздействием покрытий из керамики с применением добавок тугоплавких металлов. / Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Сидоров В.А., Оковитый В.В., Асташинский В.М. // Международный сборник научных трудов Донецкого национального технического университета “Прогрессивные технологии и системы машиностроения”, ДонНТУ – Донецк. Вып1. (68) -2020.-с.61-66.

3. Panteleenko, F.I. Development of principle of modification by high energy plasma exposure of coatings from ceramiks with the application of additives of refining metals / Panteleenko F.I., Okovity V.A., V.M. Astashinsky Devoino O.G., Okovity V.A. //Тезисы XXVII международной научно-технической конференции “Машиностроение и техносфера 21 века”, 14-20 сентября 2020 г., г. Севастополь.С.436-439.

4. Оковитый, В.А. Оптимизация процесса нанесения покрытий из порошков металлокерамики методами плазменного напыления на воздухе/ Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.В., Асташинский В.М. // Тезисы XXVII международной

научно-технической конференции “Машиностроение и техносфера 21 века”, 14-20 сентября 2020 г., г. Севастополь.С.291-296.

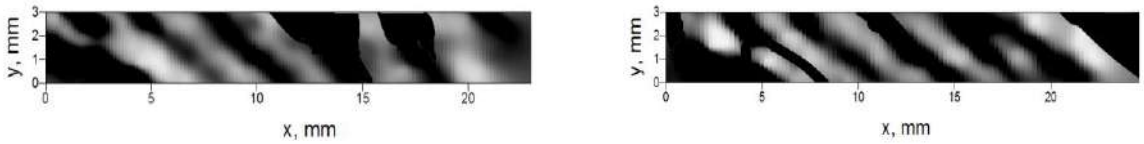
5. Пантелеенко, Ф.И. Технологические особенности формирования композиционного материала на основе керамики с применением добавок соединений тугоплавких металлов/ Пантелеенко Ф.И., Асташинский В.М., Оковитый В.А., Сидоров В.А. // Тезисы XVI Международной научно-технической конференции “Современные методы и технологии создания и обработки металлов”, сентябрь 2020 г., г. Минск. С.80-85.

6. Пантелеенко, Ф.И. Разработка композиционного материала на основе керамики с применением добавок соединений тугоплавких металлов обработке / Пантелеенко Ф.И., Асташинский В.М., Оковитый В.А. ,Сидоров В.А. // Тезисы X Международная научно-техническая конференция“Инновации в машиностроении ”(ИнМаш-2020), 20–24 сентября 2020 г.,Кемерово. С60-69.

# ПРИНЦИПЫ АВТОВОЛНОВОЙ ФИЗИКИ ПЛАСТИЧНОСТИ

**Зуев Л.Б.**
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН. Томск, Россия*
*lbz@ispms.ru*

В монографиях [1, 2] развита автоволновая модель развития локализованной пластичности твердых тел, основанная на большом экспериментальном материале. В ее основе лежат экспериментальные данные о самопроизвольном расслоении деформируемой среды при пластическом течении на активные и пассивные слои, правильным образом чередующиеся в пространстве, эволюционирующие во времени и образующие специфические картины, называемые паттерном локализованной пластичности, подобные показанным на рисунке.




а б

Рисунок 1 – Паттерн локализованного пластического течения в алюминии. Общая деформация 0,03 (а) и 0,06 (б). Светлые полосы – активно деформирующиеся слои

Анализ закономерностей эволюции паттерна, проведенный для множества деформируемых материалов, показал, что наиболее важной закономерностью процесса течения является самопроизвольность возникновения паттерна при активной деформации или при ползучести без специального внешнего воздействия. Наблюдаемый при деформации паттерн локализованной пластичности рассматривается как проекция автоволновых деформационных процессов, протекающих внутри образца, на его поверхность. Однозначной связи наблюдаемых автоволновых мод со стадиями деформационного упрочнения был придан статус ***Правила соответствия***, записываемого в форме: «*Каждой стадии деформационого упрочнения отвечает определенный тип автоволнового процесса* (*автоволновая мода*)*, описывающий развитие пластического течения на этой стадии*» (таблица 1).

Таблица 1 – Паттерн локализованной пластичности, автоволновые моды и типы активной среды

| Стадия деформационного упрочнения | Характер паттерна локализованной пластичности | Активная автоволновая мода. Активная среда |
|---|---|---|
| Деформация Людерса (площадка текучести) | Движение фронтов Людерса | Автоволна переключения в бистабильной среде |
| Деформация Портеве-на-Ле Шателье | Скачкообразная деформация | Автоволна возбуждения в возбуждаемой среде |
| Легкое скольжение (монокристаллы) | Цуг из 2-3-х мобильных очагов | Фазовая автоволна в автоколебательной среде |
| Линейное деформацион-ное упрочнение | Цуг из 5-10-ти мобильных очагов | |
| Параболическое деформационное упрочнение | Совокупность стационарных очагов | Стационарная диссипативная структура |
| Предразрушение | Слияние очагов | Коллапс автоволны |

При переходе от одной стадии деформационного упрочнения к другой, тип

активной среды, определяемый состоянием ее дефектной структуры, меняется. Перестройка автоволновых картин при смене закона деформационного упрочнения реализуется обычным для активных сред механизмом хаотизации упорядоченной структуры паттерна, существующего в конце стадии. В свою очередь из этого хаоса в начале новой стадии деформационного упрочнения рождается соответствующий ей паттерн локализованной деформации и новая автоволновая мода.

В процессе пластической деформации автоволновые моды локализованной пластичности закономерно меняются в следующем порядке: *автоволна переключения → фазовая автоволна → стационарная диссипативная структура → коллапс автоволны*. В то время как для моделирования каждой автоволновой моды в химии необходим реактор с определенной концентрацией реагентов, температурой и геометрией [3], при пластической деформации генерация всех типов автоволн происходит при растяжении одного образца с постоянной скоростью, и автоволновые моды могут изучаться при меньших экспериментальных усилиях. Можно отметить важную роль деформируемого образца в изучении автоволновых процессов. Эта роль аналогична той, которую играют в синергетике, например, брюсселятор и реакция Белоусова-Жаботинского, и состоит в возможности рассматривать деформируемый образец как универсальный генератор различных автоволновых мод.

При количественной обработке характеристик деформационных паттернов, формирующихся во всех материалах, выяснилось, что для каждого из них длина автоволны $\lambda$ и расстояние между плотноупакованными плоскостями в кристалле $\chi$, а также скорость распространения автоволны $V_{aw}$ и скорость упругих поперечных волн $V_t$ образуют безразмерное отношение, постоянное для всех исследованных материалов

$$\frac{\lambda V_{aw}}{\chi V_t} \equiv \frac{\lambda}{\chi} \cdot \frac{V_{aw}}{V_t} = const = \hat{Z} \,. \qquad (1)$$

Справедливость соотношения (1) была установлена для металлов и сплавов и подтверждена на щелочно-галоидных кристаллах NaCl, KCl и LiF и горных породах (мрамор и песчаник). Усредненная по всем исследованным до настоящего времени веществам величина $\left\langle \hat{Z} \right\rangle = 0,49 \pm 0,04 \approx 1/2$.

Названное ***Упругопластическим инвариантом деформации*** уравнение (1) связывает характеристики упругих волн ($\chi$ и $V_t$) и автоволн локализованного пластического течения ($\lambda$ и $V_{aw}$), то есть, периодических процессов, контролирующих эволюцию упругой и пластической частей общей деформации среды, соответственно. Связь упругих волн и пластических автоволн в твердых телах, заданная инвариантом (1), играет фундаментальную роль в развитии представлений о природе пластической деформации, заставляя говорить о ней как о процессе взаимообусловленного и одновременного перераспределения областей упругих напряжений и очагов локализованной пластичности.

Инвариант (1) служит основным уравнением развиваемой автоволновой модели пластической деформации. На это указывает то, что из него путем несложных преобразований выводятся главные закономерности поведения автоволн локализованного пластического течения [2] (следствия), справедливые, по крайней мере, для стадии линейного деформационного упрочнения, когда $\sigma \sim \varepsilon$. Так, преобразуя уравнение (1), можно получить соотношение

$$V_{aw} = V_0 + \Xi/\theta \sim \theta^{-1} \,, \qquad (2)$$

определяющее скорость распространения автоволн ($V_0$ и $\Xi$ - константы). На этой стадии $V_{aw} = 10^{-5} \ldots 10^{-4}$ м/с. Из инварианта (1) также вытекает квадратичное дисперсионное соотношение для автоволн локализованной пластичности, характерное для процессов самоорганизации сред [3]

$$\omega(k) = \omega_0 + \alpha(k - k_0)^2 \,, \qquad (3)$$

где $\omega_0$, $k_0$ и $\alpha$ - константы. Наконец, зависимость длины автоволны $\lambda \approx 10^{-2}$ м от размера зерна деформируемого металла описывается логистической функцией, также следующей из инварианта (1)

$$\lambda(\delta) = \lambda_0 + \frac{a_1/a_2}{1 + C \cdot \exp(-a_1\delta)}, \tag{4}$$

где $\lambda_0$, $a_1$ и $a_2$ –константы, а $C$ – постоянная интегрирования. Соотношения (2) - (4) были проверены экспериментальным образом. Однако для развития автоволновой модели деформации очень существенна их связь, следующая из инварианта (1). Заметим, что при выводе уравнений (2) – (4) удается выразить эмпирические константы, входящие в них, через материальные характеристики деформируемой среды.

Описание пластического течения как автоволнового процесса допускает еще одну интерпретацию. Если с помощью уравнения де Бройля ввести эффективную массу $m_{ef} = h/\lambda V_{aw}$, то расчеты показывают, что $0{,}3 \le m_{ef}/\xi \le 4{,}2$ (здесь $\xi = 1{,}66 \cdot 10^{-27}$ кг - атомная единица массы). Можно полагать, что величина $\langle m_{ef} \rangle = (3{,}0 \pm 0{,}5) \cdot 10^{-27}$ кг, обладающая умеренным разбросом, неслучайна, и величина

$$\frac{1}{\xi}\left\langle \frac{h}{\lambda V_{aw}} \right\rangle = \frac{\langle m_{ef} \rangle}{\xi} = 1{,}8 \pm 0{,}3 = \langle \hat{M} \rangle \approx 2, \tag{5}$$

может рассматриваться как **Массовый инвариант** пластической деформации. Он также имеет ряд следствий, из которых, в частности, следует возможность квантования процессов пластического течения и введения квазичастицы пластического течения – автолокализона [2].

Принципиально важный вопрос о природе величины $m_{ef}$ решается, если считать ее присоединенной массой [4], возникающей при ускоренном движении дислокаций в вязких фононном и электронном газах. При равномерном движении, когда $\dot{V}_{disl} = 0$, движение дислокаций контролируется силой вязкого торможения $F_{vis} \approx b\sigma \approx BV_{disl}$, но при ускоренном движении $\dot{V}_{disl} \neq 0$, и к силе $F_{vis}$ должен быть добавлен инерционный член $F_{in} \sim \dot{V}_{disl}$. Сила торможения, учитывающая оба вклада, есть

$$F_\Sigma = F_{vis} + F_{in} \approx BV_{disl} + \frac{B}{\nu} \cdot \dot{V}_{disl} = B\left(V_{disl} + \frac{\dot{V}_{disl}}{\nu}\right), \tag{6}$$

где $\nu$ - частота деформационных актов. Будем считать вклады фононного и электронного газов в коэффициент торможения дислокаций аддитивными, то есть, $B = B_{ph} + B_e$, причем $B_e \sim n$ ($n$ - число электронов в элементарной ячейке металла. Таким образом, **Правило соответствия, упругопластический и массовый инварианты** характеризуют основные принципы создаваемой автоволновой физики пластичности.

**Финансирование работы.** ***Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. - М.: Физматлит, 2018. 207 с.
2. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. Физика неоднородного пластического течения. - М.: Физматлит, 2024. - 316 с.
3. Васильев В.А., Романовский Ю.М., Яхно В.Г. Автоволновые процессы. - М.: Наука,1987. – 239 с.
4. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Гидродинамика. - М.: Физматлит, 2021. – 728 с.

# ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧИСТОГО Zn И СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Dy

**Мартыненко Н.С.*, Темралиева Д.Р., Рыбальченко О.В., Лукьянова Е.А., Юсупов В.С., Добаткин С.В.**
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*
** nataliasmartynenko@gmail.com*

В последние годы цинковые сплавы рассматриваются как перспективные материалы для создания биорезорбируемых имплантатов из-за их хорошей биосовместимости и приемлемой скорости деградации [1]. Однако весомым недостатком цинка как материала для остеосинтеза,является несоответствие механическим характеристикам, предъявляемым к изделиям такого типа. Например, Тонг с соавторами показали, что предел прочности чистого Zn в литом состоянии составляет всего 33,6 МПа при относительном удлинении, равном 1,2% [2]. Поэтому существует необходимость в улучшении механических характеристик чистого цинка путем его легирования и последующей деформации. В настоящей работе было исследовано влияние добавки Mg и Dy, а также ротационной ковки (РК) на структуру и свойства чистого Zn. Известно, что РК позволяет существенно измельчать микроструктуру металлов и сплавов, в то время как добавки Mg и Dy повышают прочностные характеристики за счет формирования фаз $Mg_2Zn_{11}$, $MgZn_2$ и $Dy_2Zn_{17}$ [3].

Материалами исследования в данной работе послужили чистый Zn марки ЦВ00 и сплав Zn-1%Mg-0,1%Dy. Деформацию чистого Zn проводили в литом состоянии, тогда как сплав Zn-1%Mg-0,1%Dy предварительно отжигали при 340 °C в течение 20 часов с охлаждением в воде. РК проводили при постепенном понижении температуры до 200 °C и уменьшении диаметра прутка с 19 до 6 мм на ротационно-ковочной машине РКМ 2129.02. Суммарная логарифмическая степень деформации после РК составила 2,31.

На рисунке 1 представлена микроструктура чистого Zn и сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy в исходном состоянии и после РК. Исследование микроструктуры сплавов после деформации проводили в направлении, совпадающем с направлением РК. РК чистого Zn не приводит к существенному измельчению его микроструктуры. Однако деформация при повышенной температуре приводит к протеканию частичной рекристаллизации. После РК структура чистого Zn состоит как из мелких рекристаллизованных зерен размером 10 – 20 мкм, так и из остатков нерекристаллизованных зерен размером порядка 80 – 100 мкм. Структура сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy в отожженном состоянии состоит из зерен α-Zn, окруженных прослойкой фазы толщиной ~5 мкм. Средний размер зерна α-Zn в этом случае составляет 30,7 ± 1,2 мкм. При этом, как было показано ранее, зернограничная прослойка является смесью фаз $Mg_2Zn_{11}$ и $MgZn_2$ [3]. РК сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy сопровождается как измельчением зерна, так и дроблением зернограничной фазы. Структура сплава после РК состоит из вытянутых зерен шириной ~ 5 – 10 мкм и округлых включений магниевой фазы размером 3 – 5 мкм.

В таблице 1 представлены результаты исследования механических характеристик материалов в исходном состоянии. Результаты показали, что изменения микроструктуры, происходящие в процессе РК, приводят к росту прочности без потери пластичности. Так условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) чистого Zn после РК вырос с 41 ± 8 до 60 ± 8 МПа, тогда как предел прочности ($\sigma_B$) – с 44 ± 7 до 96 ± 1 МПа. В случае сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy после РК также наблюдался рост $\sigma_{0,2}$ (со 124 ± 18 до 175 ± 21 МПа) и $\sigma_B$ (со 132 ± 18 до 223 ± 16 МПа). Интересно, что деформация также приводит к существенному росту относительного удлинения (δ) чистого Zn и сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy до 20,2 ± 2,8% и 3,8 ± 1,1% соответственно.

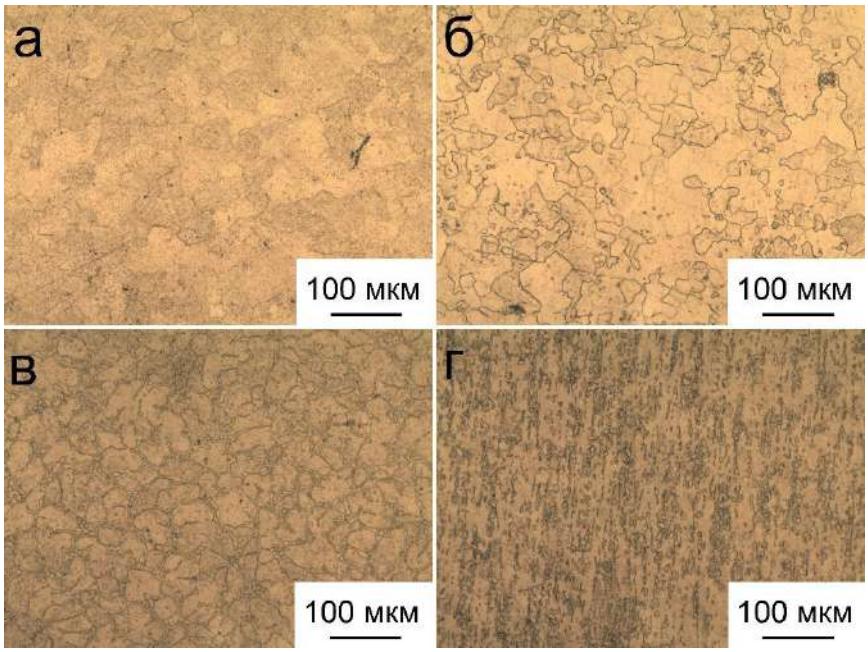



Рисунок 1 – Микроструктура чистого Zn (а, б) и сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy (в, г) до (а, в) и после РК (б, г)

Таблица 1 – Механические свойства чистого Zn и сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy до и после РК

| Материал | Состояние | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_B$, МПа | δ, % |
|---|---|---|---|---|
| Чистый Zn | Литое | 41 ± 8 | 44 ± 7 | 6,2 ± 1,3 |
| | РК | 60 ± 8 | 96 ± 1 | 20,2 ± 2,8 |
| Zn-1%Mg-0,1%Dy | Отожженное | 124 ± 18 | 132 ± 18 | 0,8 ± 0,5 |
| | РК | 175 ± 21 | 223 ± 16 | 3,8 ± 1,1 |

Исследования электрохимической коррозии показали, что ни легирование, ни РК не влияют на коррозионную стойкость исследуемых материалов. Потенциалы коррозии чистого Zn и сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy в исходном состоянии значимо не различаются и составляют -1015 ± 14 и -1001 ± 34 мВ соответственно. После РК этот показатель составил -1012 ± 10 и -1048 ± 24 мВ в чистом Zn и сплаве Zn-1%Mg-0,1%Dy соответственно. Дополнительно было показано, что легирование и РК не влияют на скорость коррозии Zn. Скорость коррозии чистого Zn до и после РК составила 0,27 ± 0,09 и 0,32 ± 0,11 мм/год соответственно. В сплаве Zn-1%Mg-0,1%Dy значения скорости коррозии составили 0,26 ± 0,06 мм/год до РК и 0,27 ± 0,10 мм/год после неё.

**Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 22-13-00024).**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] W. Yuan, D. Xia, S. Wu et al. A review on current research status of the surface modification of Zn-based biodegradable metals. Bioactive Materials. 2022. V. 7. Pp. 192-216.

[2] X. Tong, D. Zhang, X. Zhang et al. Microstructure, mechanical properties, biocompatibility, and in vitro corrosion and degradation behavior of a new Zn–5Ge alloy for biodegradable implant materials. Acta Biomaterialia. 2018. V. 82. Pp. 197-204.

[3] N. Martynenko, N. Anisimova, M. Shinkareva et al. Bioactivity features of a Zn-1%Mg-0.1%Dy alloy strengthened by equal-channel angular pressing. Biomimetics. 2023. V. 8. #408.

# ИЗМЕНЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ПОПЕРЕЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ

**Баранникова С.А., Исхакова П.В.**
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,*
*bsa@ispms.ru*

Настоящая работа посвящена исследованию эволюции локальных деформаций и коэффициента поперечной деформации при одноосном растяжении образцов поликристаллов Al с использованием методики спекл-фотографии. Основными критериями при выборе материала, использующегося в технике, являются малый удельный вес, высокие прочность и пластичность. Сочетание этих свойств в Al и его сплавах делают эти материалы востребованными для применения в авиакосмической и других отраслях промышленности.

Плоские образцы поликристаллического алюминия (содержание Al – не менее 99.5 мас.%, размер зерна ~ 10 мкм) с размерами рабочей части 50×5×2 мм растягивались на испытательной машине «Instron-1185» со скоростью $3.3\cdot10^{-4}$ $c^{-1}$ при комнатной температуре.

Диаграмма растяжения образцов Al (рис. 1, кривая 1) относится к параболическому типу. Для анализа стадий деформационного упрочнения, исходные индикаторные кривые течения, записанные в координатах «напряжение - деформация σ(ε)», перестраивались в зависимости «истинные напряжения - истинные деформации *s* (*e)*» и с использованием уравнения Людвика [1] по наклону прямых участков графиков в координатах ln ($s$-$s_0$) – ln $e$ (где $s_0$ - эмпирическая константа, n – показатель параболичности) выявляли параболическую ($n$=0,5) стадию и предрразрушения ($n$=0,4).

При параболическом деформационном упрочении границы деформируемой зоны не смещаются, а прирост локальной деформации внутри очага активного пластического течения осуществляется, по-видимому, за счет повышения плотности дефектов в нем без макроскопического смещения границ очагов локализации деформации. Феноменологический подход к проблеме локализации основан на том, что из всех возможных распределений носителей деформации и их ансамблей в каждый момент времени проявляются те из них, действие которых сопровождаются понижением потенциальной энергии деформируемой среды при заданной скорости деформации образца. На стадии предразрушения, наступающей после стадии параболического деформационного упрочнения, очаги деформации становятся подвижными, в этом случае наблюдается коллапс (схлопывание) автоволны локализованной пластичности [2]. Макроскопическая пластическая деформация может рассматриваться как процесс структурной релаксации, определяемый небольшим числом кинетических переменных, названных динамическими параметрами порядка. Следует отметить, что распределения продольной $\varepsilon_{xx}$ и поперечной $\varepsilon_{yy}$ компонент тензора пластической дисторсии на стадии параболического деформационного упрочнения и предразрушения различны, но синхронны с максимумами распределений сдвиговой $\varepsilon_{yy}$ и ротационной $\omega_z$ компонент. На стадии параболического деформационного упрочнения распределения компонент локальных удлинений $\varepsilon_{xx}$ и локальных сужений $\varepsilon_{yy}$ приобретают четко выраженную периодичность. Отношение численных значений компонент поперечной деформации $\varepsilon_{yy}$ к продольному удлинению $\varepsilon_{xx}$ на разных стадиях пластического течения позволило рассчитать величину коэффициента поперечной деформации ν.

Анализ распределений локальных деформаций показал, что при растяжении образцов Al при комнатной температуре значение коэффициента поперечной деформации ν за пределом упругой деформации увеличивалось от начального значения ν ≈ 0.3 до ν ≈ 0.36 на пределе прочности. В условиях развития шейки коэффициент ν уменьшался до значения ν ≈ 0.28. На зависимости ν(ε) (рис. 1, кривая 2) первая стадия ($n$=0,55), соответствующая начальным участкам пластического

течения, характеризуется практически постоянным значением коэффициента ν. На второй стадии ($n$=0,5) наблюдается значительный рост коэффициента ν с ростом общей деформации. На третьей стадии ($n$=0,4) зависимости ν(ε) коэффициент поперечной деформации после максимального значения на пределе прочности резко снижается и выходит на насыщение при развитии макроскопической шейки.

Характер изменения зависимости коэффициента поперечной деформации в процессе растяжения может свидетельствовать о том, что в деформируемом образце от предела текучести вплоть до стадии образования шейки, более интенсивно изменяются поперечные размеры локальной области пластической деформации, связанные, в первую очередь, с влиянием касательных компонент напряжений.

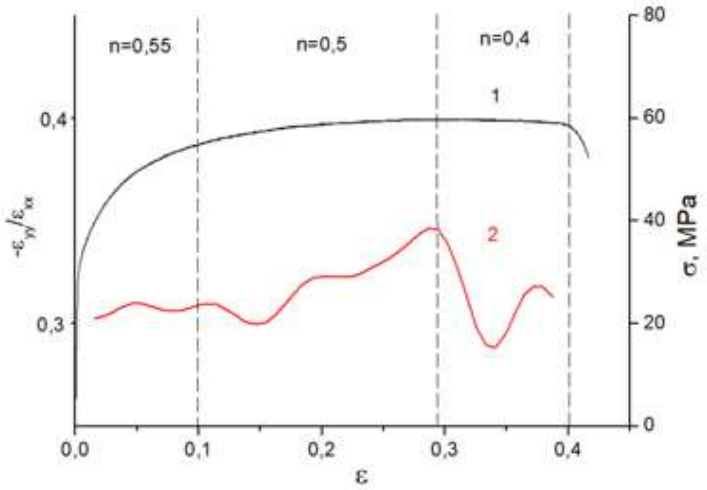



Рисунок 1 – Деформационная кривая (1) и изменение коэффициента поперечной деформации ν с ростом общей деформации ε (2) в Al

За пределом прочности замедляются изменения поперечных размеров образца и более интенсивно увеличиваются продольные размеры локальной области, связанные с нормальными напряжениями.

Контроль изменения компонент тензора пластической дисторсии с использованием метода спекл-фотографии [2] позволяет оценивать коэффициент поперечной деформации в процессе растяжении. Учитывая то, что локализация деформации является важным критерием разрушения материала, представляется перспективным использование коэффициента поперечной деформации ν, определяемого с высокой точностью оптическим методом, для определения степени деградации материала.

***Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pelleg J. Mechanical Properties of Materials. - Dordrecht: Springer, 2013. 634 p.
2. Zuev L.B., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Localized Plasticity Autowaves Evolution in Aluminium // Russian Physics Journal. 2023. Vol. 66(2). P. 186–190.

# МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn, УПРОЧНЕННОГО РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ

**Мартыненко Н.С., Лукьянова Е.А.*, Темралиева Д.Р., Рыбальченко О.В., Просвирнин Д.В., Юсупов В.С., Добаткин С.В.**
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*
** helenelukyanova@gmail.com*

Сплавы на основе цинка принято рассматривать как перспективные материалы для создания медицинских изделий различной функциональности благодаря их биосовместимости и способности к биодеградации [1]. В частности, из цинковых сплавов разрабатываются биодеградируемые кардио- и эндоваскулярные стенты [2] и скаффолды для остеосинтеза [3]. Однако недостаточная прочность ограничивает широкое применение цинковых сплавов, разрабатываемых в качестве основы для имплантатов, металлоконструкций и крепежей для фиксации костных тканей. В данной работе исследовано влияние ротационной ковки (РК) на структуру и механические свойства сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn. Отливку сплава Zn-1%Mg-0,1% Mn отжигали при 340 °С в течение 20 часов и охлаждали в воде. РК проводили при понижении температуры от 300 до 200 °С и уменьшении диаметра прутка с 19 до 6 мм (с промежуточной остановкой при 12 мм). Деформацию проводили на ротационно-ковочной машине РКМ 2129.02. Суммарная логарифмическая степень деформации (ε) после РК составила 0,92 для диаметра прутка 12 мм и 2,31 для диаметра прутка 6 мм.

Результаты исследования микроструктуры сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn до и после РК представлены на рисунке 1. В отожженном состоянии структура сплава неоднородна и состоит из дендритов неправильной формы. В структуре сплава присутствуют как крупные дендриты размером около 100 мкм, так и мелкие дендриты размером 10 – 20 мкм. При этом дендриты α-Zn окружены непрерывной фазовой сеткой толщиной ~5 мкм, состоящей из фаз $Mg_2Zn_{11}$ и $MgZn_2$. В процессе РК при ε = 0,92 происходит формирование микроструктуры, состоящей из вытянутых вдоль направления деформации зерен шириной 20 – 50 мкм и мелких округлых частиц фазы размером ~5 мкм. Увеличение степени деформации до ε = 2,31 приводит к дальнейшему вытягиванию зерна вдоль оси РК. В данном случае микроструктура сплава состоит из вытянутых зерен шириной ~ 5 – 10 мкм и длиной несколько сотен микрон. Дополнительно происходит дальнейшая перестройка зернограничной фазы от непрерывной сетки по границам дендритов до округлых включений размером 3 – 5 мкм, расположенных вдоль границ вытянутого зерна.

Рисунок 1 – Микроструктура сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn в отожженном состоянии (а) и после РК при ε = 0,92 (б) и ε = 2,31 (в)

В таблице 1 и на рисунке 2 представлены результаты исследования механических характеристик сплава до и после РК. В отожженном состоянии сплав обладал крайне низкими показателями прочности и пластичности. Например, условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) составлял всего 95 ± 3 МПа, а предел прочности ($\sigma_B$) – 100 ± 7 МПа при значении относительного удлинения (δ) 1,6 ± 0,4%. РК при степени деформации ε = 0,92 привела к двукратному росту $\sigma_{0,2}$ (до 210 ± 2 МПа) и

$\sigma_B$ (до 212 ± 3 МПа) при снижении пластичности до 0,2 ± 0,01%. Дальнейшее увеличение степени деформации повышает как прочность, так и пластичность ($\sigma_{0,2}$ = 274 ± 8 МПа, $\sigma_B$ = 295 ± 4 МПа, δ = 4,5 ± 0,8%).

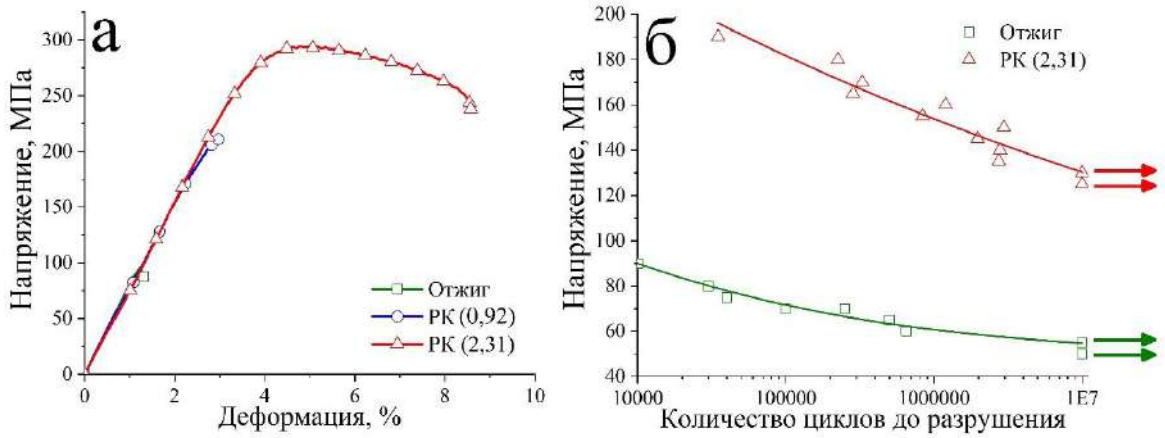



Рисунок 2 – Кривые растяжения (а) и усталостная прочность (б) сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn до и после РК

Таблица 1 – Механические свойства сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn до и после РК

| Состояние | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\sigma_B$, МПа | δ, % | $\sigma_R$, МПа |
|---|---|---|---|---|
| Отожженное | 95 ± 3 | 100 ± 7 | 1,6 ± 0,4 | 55 |
| РК (ε = 0,92) | 210 ± 2 | 212 ± 3 | 0,2 ± 0,01 | - |
| РК (ε = 2,31) | 274 ± 8 | 295 ± 4 | 4,5 ± 0,8 | 130 |

Исследование усталостной прочности показали, что РК при ε = 2,31 приводит к заметному повышению предела усталости сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn. Так в отожженном состоянии предел усталости сплава составлял 55 МПа. После РК он вырос более чем в два раза – до 130 МПа. При этом интересно также отметить, что предел усталости сплава после РК на 30% превышает предел прочности сплава в исходном состоянии. В то же время РК не вызвала изменения коррозионной стойкости сплава. Потенциал коррозии сплава в отожженном состоянии и после РК при ε = 0,92 и ε = 2,31 составил -999 ± 41 мВ, -1044 ± 128 мВ и -1042 ± 9 мВ соответственно. При этом скорость электрохимической коррозии составила 0,14 ± 0,11 мм/г, 0,12 ± 0,07 мм/г и 0,13 ± 0,08 мм/г соответственно.

***Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 22-13-00024).***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] M.B. Kannan, C. Moore, S. Saptarshi et al. Biocompatibility and biodegradation studies of a commercial zinc alloy for temporary mini-implant applications. Scientific Reports. 2017. V. 7. I. 1. #15605.

[2] P.K. Bowen, R.J. Guillory, E.R. Shearier et al. Metallic zinc exhibits optimal biocompatibility for bioabsorbable endovascular stents. Materials Science and Engineering: C. 2015. V. 56. Pp. 467-472.

[3] M.B. Kannan, J. Chappell, H. Khakbaz et al. Biodegradable 3D porous zinc alloy scaffold for bone fracture fixation devices. Medical Devices & Sensors. 2020. V. 3. e10108.

# ОСОБЕННОСТИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ПОРОШКОВ КАРБИДА ГАФНИЯ И ИХ СПЕКАНИЯ

**Ковалева С.А.[1], Жорник В.И.[1], Григорьева Т.Ф.[2], Девяткина Е.Т.[2], Восмериков С.В.[2]**
[1]*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь,* svetakov2021@gmail.com
[2]*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия*

Высокая температура плавления (3890 °C), а также хорошая механическая прочность и коррозионная стойкость делают карбид гафния (HfC) в сочетании с жаростойкими металлами ключевым компонентом для получения высокотемпературных материалов и покрытий [1, 2]. Порошки $HfC_x$ получают различными химическими методами (карботермическим восстановлением, прямой реакцией углерода и гафния; золь-гель методом, лазерно-индуцированными реакциями, пиролизом металлоорганических соединений), главной проблемой которых является высокое содержание примесей остаточных оксидов, аморфного углерода или графита, а также окисление продукта, что ухудшает уплотняемость, прессуемость порошков и приводит к неравномерности химического состава и структуры. Метод получения карбидов определяет как стехиометрический состав синтезируемых химических соединений, так и их качество и стоимость.

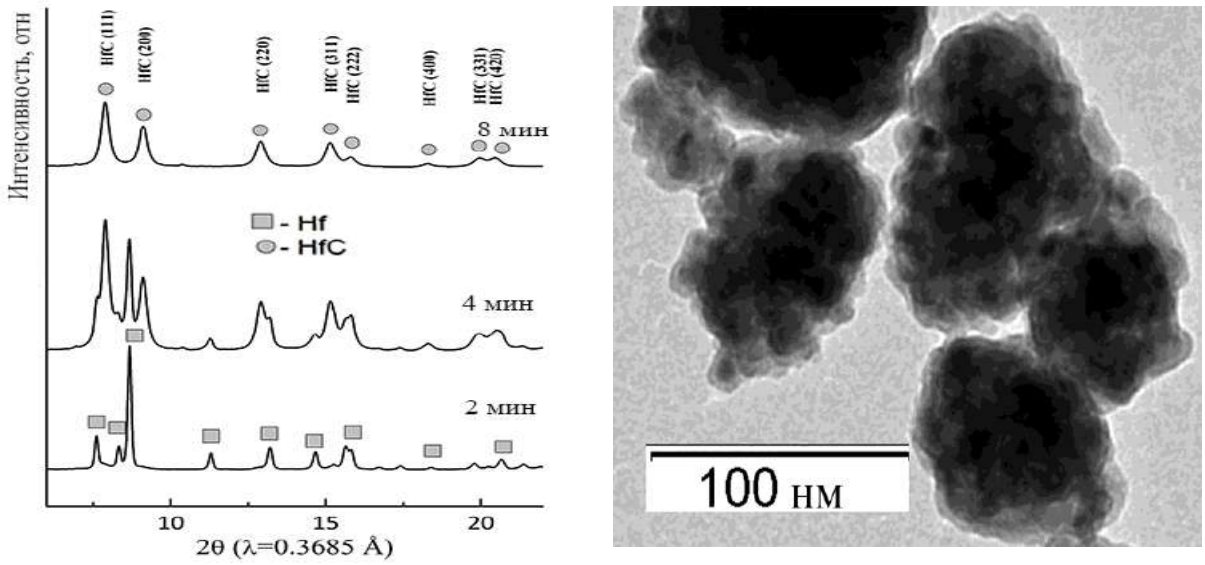
Одним из относительно простых и быстрых способов получения карбидов может являться механохимический синтез. При обработке порошковых смесей в высокоэнергетических мельницах имеется возможность управления процессом формирования структурного состояния продукта. Однако высокая твердость карбидов может приводить к появлению намола в продукте, что, в свою очередь, также оказывает влияние на процесс спекания и свойства спеченного материала.

В данной работе проведены исследования механостимулированного взаимодействия гафния с углеродом в высокоэнергичной планетарной шаровой мельнице и возможности быстрого спекания порошков механосинтезированного карбида.

В качестве исходных материалов использовались порошки гафния ГФМ-1 с размером частиц $d$ = 60–80 мкм и углерода – сажа ПМ-15 $d \leq 0{,}2$ мкм в эквимолярном соотношении. Механохимический синтез (МХС) проведен в высокоэнергетической шаровой планетарной мельнице АГО-2 в атмосфере аргона с использованием шаров из стали ШХ15 при энергонапряженности 7 Вт/г.

Взаимодействие углерода и гафния при длительности обработки 2 мин происходит без изменений фазового состава с образованием композита в виде механической смеси Hf/C, а при 4 мин уже формируется 65 % карбида HfC и сохраняется непрореагировавший Hf (рис. 1) и углерод. Размеры частиц гафния уменьшаются до 0,5–8 мкм. Размер частиц образовавшегося наноструктурированного карбида гафния достигает 70–150 нм с размером кристаллитов $L$ = 9–14 нм. Кристаллиты имеют сферическую форму со структурой типа ядро-оболочка, в которой оболочка толщиной до 5 нм имеет аморфное строение.

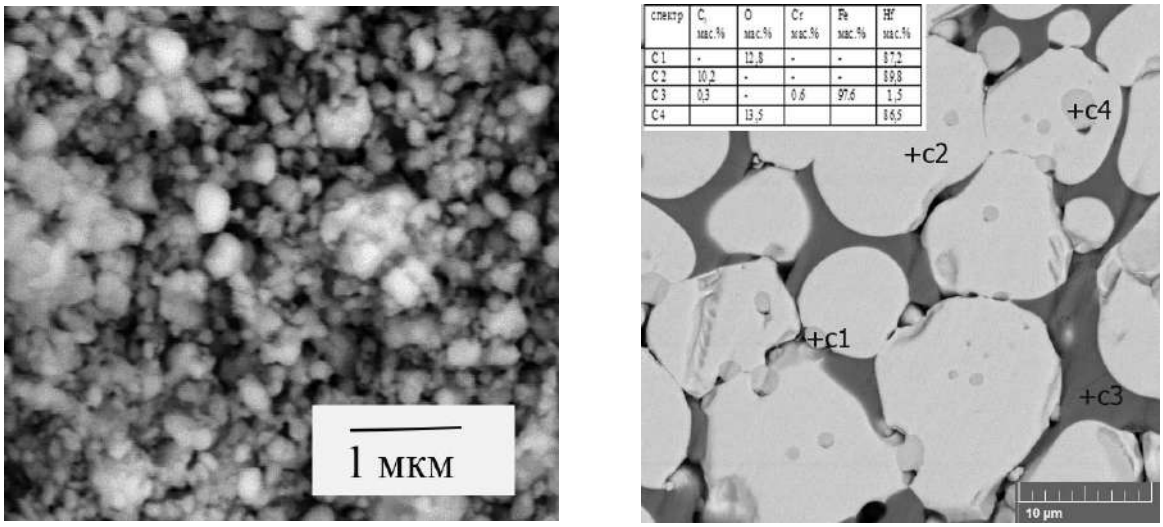
Завершение образования карбида гафния происходит при 8 мин МХС. В интервале 8–12 мин МХС реализуются процессы вторичного структрообразования, при котором размер частиц карбида гафния увеличивается до 120–500 нм (рис. 2, а), хотя размер кристаллитов при этом не изменяется. Параметр решетки карбида гафния после 12 мин МХС составляет $a$ = 4,6269 Å, что соответствует нестехиометрического составу $HfC_{0.71}$.




а б

Рисунок 1 – Дифрактограммы порошков смеси гафний + углерод (50:50) после 2, 4 и 8 мин механохимического синтеза (а) и изображение просвечивающей электронной микроскопии порошка после 4 мин МХС (б)

Спекание тугоплавких порошков карбида гафния требует использования различных специфических методов спекания с нагревом до температур 2300–3000 °С. Однако при температуре спекания 2500 °С средний размер зерен уже вырастает до 40–60 мкм [20]. Особое место занимают технологии быстрого спекания при пропускании электрического тока, которые позволяют спекать материал при более низких температурах (1900–2200 °С) и за короткое время [23], что обеспечивает более мелкий размер зерна.




| спектр | C, мас.% | O мас.% | Cr мас.% | Fe мас.% | Hf мас.% |
|---|---|---|---|---|---|
| C 1 | - | 12,8 | - | - | 87,2 |
| C 2 | 10,2 | - | - | - | 89,8 |
| C 3 | 0,3 | - | 0,6 | 97,6 | 1,5 |
| C 4 | | 13,5 | | | 86,5 |

а б

Рисунок 2 – Изображение сканирующей электронной микроскопии (MIRA\TESCAN) механосинтезированного карбида гафния с длительностью МХС 12 мин:
а – морфология порошка; б – спеченный материал с данными МРСА

В данной работе порошки механосинтезированного карбида гафния консолидировали быстрым спеканием на прессовой установке ДО 138Б в аппаратах высокого давления типа «лунка с наковальней» в графитовых нагревателях размером Ø 5×8 мм. Давление – 2ГПа, мощность нагрева – 1,1 кВт, скорость нагрева –12 град/с, температура спекания – 1500 °С, продолжительность изотермической выдержки – 60 с

При спекании формируется твердый сплав с относительной плотностью 96 %, состоящий из карбида гафния со связкой на основе железа, образовавшейся из продуктов намола (рис. 2, б). По данным микрорентгеноспектрального анализа (МРСА), общее количество железа составляет 7–8 масс.%. С учетом того, что железо рентгенографически не регистрируется, можно заключить, что оно полностью распределяется по границам зерен. Принимая во внимание отсутствие карбидов железа также можно сделать вывод о том, что реакция синтеза HfC протекает интенсивно при полном расходовании углерода и завершается до появления намола, образование которого связано с высокой абразивной способностью синтезированного карбида. В этом случае логично предположить, что при МХС карбида гафния, по сути, формируется механокомпозит, состоящий из частиц карбида гафния, на поверхности которых распределено железо. После спекания такого механокомпозита параметр решетки карбида увеличивается до $a$ = 4,6354 Å, что указывает на повышение содержания в нем углерода до уровня $x = 0{,}88$; значительно возрастает и размер кристаллитов ($L$ ~317 нм). Увеличение содержания углерода в карбиде при спекании дает основание предположить переход гафния из карбида в твердый раствор на основе железа в процессе спекания, что подтверждается данными МРСА (рис. 2б). Формируемые зерна карбида гафния имеют округлую форму с размером 3–19 мкм, в которых присутствуют сферические включения оксида гафния $HfO_2$ (~3%) с размером 0,7–1,9 мкм. Пористость материала образована по типу несплошностей, обусловленных недостаточной смачиваемостью карбида гафния железом при спекании. Стоит отметить, что содержание железа в композите определяется длительностью синтеза карбида, что дает возможность получить композиты с контролируемым составом. Микротвердость композита, измеренная на твердомере ПМТ-2 при нагрузке 1,96 Н, варьируется в диапазоне значений 1241–1465 HV.

***Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (грант № Т23КИТГ-001) и Минобрнауки России (Рег. № 121032500062-4).***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бурков А.А., Кулик М.А. Электроискровое осаждение металлокерамического Fe–Al/HfC покрытия на сталь 35 // Известия вузов. Черная металлургия. 2023;66(3):302–310.

2. Zang K., Chen W., Liang W., Miao Q., Yao W., Li J., Ma Y.Tribological behaviors of HfC coating prepared on 45 steel via double glow plasma surface metallurgy technique.//Industrial Lubrication and Tribology. 2022;74(2):228–236.

# ОПЫТНАЯ ВИНТОВАЯ РАСКАТКА ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Куприков М.П., Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Шустер Е.В.**
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*
*andreev.icmateks@gmail.com*

Бесшовные трубные заготовки из сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана получили широкое практическое применение в различных отраслях промышленности. Они используются для производства соединительных втулок, муфт, а также специальных элементов различных конструкций. Получение бесшовных труб из никелида титана, проявляющего эффект памяти формы, является сложной научно-технологической задачей. В настоящее время трубы и трубные заготовки из никелида титана в России не производятся. Получения бесшовных труб из никелида титана является важной задачей в рамках импортозамещения.

В рамках данной работы разработана и опробована технологическая схема получения трубной заготовки СПФ TiNi методом винтовой прокатки. Гильзу (полую трубную заготовку) из исследуемых СПФ TiNi для проведения последующей раскатки получали методом электроэрозионной резки с использованием двух станков. На первом этапе составлен рабочий эскиз вырезки гильзы с целью минимизации потерь металла. Далее с использованием электроэрозионной супердрели с медным электродом диаметром 2,4 мм и длиной 400 мм в заготовке никелида титана диаметром 40 мм и длиной 250 мм вырезано сквозное отверстие диаметром 3 мм. После этого полученную заготовку устанавливали на высокоточный электроэрозионный станок, работающий с использованием молибденовой проволоки диметром 0,16 мм, где происходила вырезка гильзы по двум контурам для уменьшения брака и соблюдения соосности получаемой гильзы. В результате была получена гильза из никелида титана с внешним диаметром 40,0 мм и толщиной стенки 10,0 мм для проведения дальнейшей раскатки на стане винтовой прокатки и пруток диаметром 14,5 мм для последующей ротационной ковки.

Опытную винтовую раскатку гильзы из никелида титана эквиатомного состава проводили на трехвалковом стане поперечно-винтовой прокатки СВП 70 при температуре 900 °С. В качестве оправки использовали пруток из нержавеющей стали марки 4Х5МФС диаметром 18,5 мм. В качестве смазки для оправки использовали хозяйственное мыло. С целью изучения возможности проведения операции редуцирования (уменьшения диаметра отверстия) трубной заготовки из СПФ TiNi последний проход проводили на оправке только частично. В результате получили трубную заготовку с различным диаметром и толщиной стенки: при прокатке на оправке – 25,5/3,3, при редуцировании – 24,0/5,0, где размеры указаны как – внешний диаметр/толщина стенки. Следует также отметить, что после последнего прохода на заднем конце трубной заготовки, которая была прокатана на оправке, появился дефект в виде «треугольника», заключающиеся в ужиме по трем сторонам трубной заготовки без образования сквозных трещин. Данный дефект говорит о предельной толщине стенки для прокатки на стане СВП 70 при сохранении технологической пластичности никелида титана.

После раскатки из полученных заготовок были вырезаны образцы для проведения исследований эволюции структуры и свойств материала на различных стадиях раскатки. Полученные результаты говорят о перспективности предложенной технологической схемы для производства бесшовных труб из никелида титана.

***Работы выполнены в рамках проекта РНФ № 23-19-00729.***

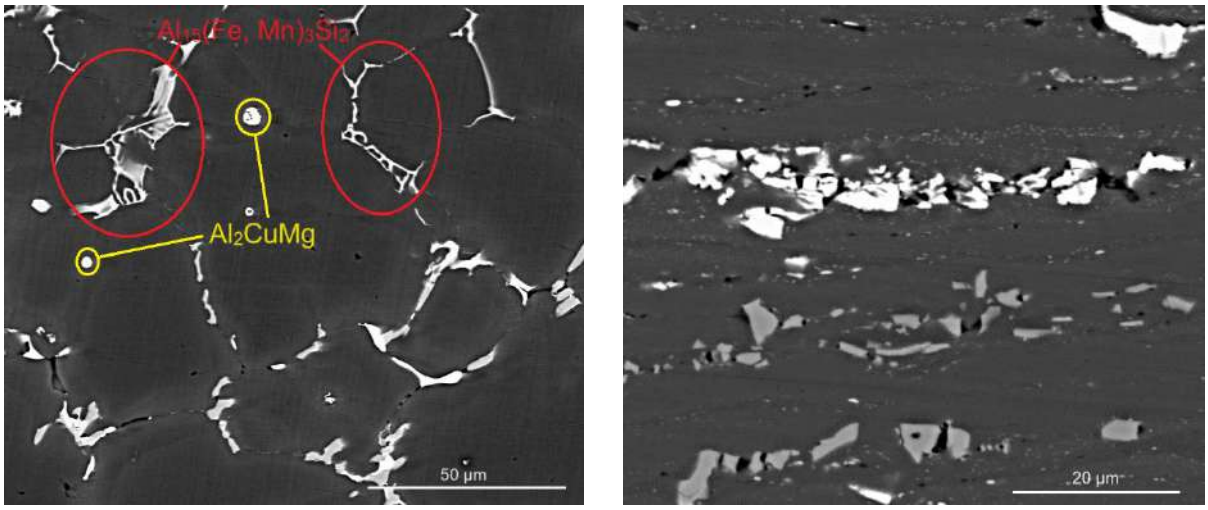
# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ВТОРИЧНОГО СПЛАВА Al–2%Cu–1,5%Mn (Fe, Si, Mg, Zn, Zr)

**Белов Н.А., Цыденов К.А.**
*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, nikolay-belov@yandex.ru*

Получение алюминиевых сплавов с использованием вторичного сырья в качестве основной шихты гораздо привлекательнее по сравнению с использованием первичного алюминия [1,2]. Это обусловлено не только меньшей стоимостью лома и отходов, но и тем, что последние содержат все основные элементы, которыми легируют марочные сплавы (Cu, Si, Mg, Zn, Mn). Это позволяет уменьшать количество первичных добавок и снизить стоимость приготовления сплавов (в том числе за счет сокращения времени плавки).

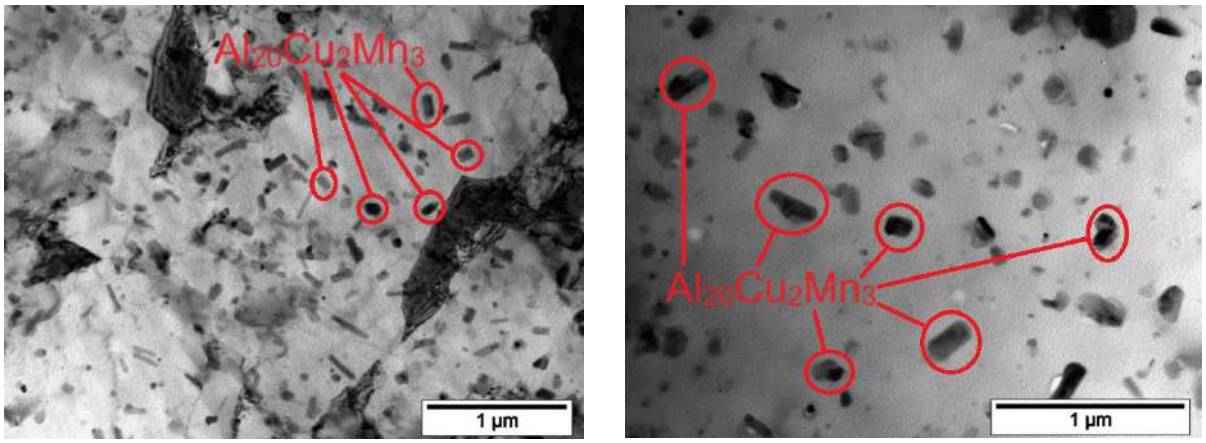
Ранее на примере модельных сплавов на базе композиции Al–2%Cu–1,5%Mn (здесь и далее масс.%), спроектированной на получение в конечной структуре максимального количества дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$, было показано, что совместное добавление Fe, Si, Mg и Zn в количестве более 3% не снижает механические свойства отожженных холоднокатаных листов [3,4]. Из этого вытекает принципиальная возможность использования для его приготовления разнообразного вторичного сырья, содержащего данные элементы. Для подтверждения данного предположения в данном исследовании были приготовлены слитки размером 20x140x200 мм сплава, приготовленного основе переплава баночного лома, в который дополнительно вводили медь, марганец, магний, цинк и цирконий до концентраций 2, 1,5, 1, 1 и 0,25% соответственно. Согласно предыдущим работам, скорость охлаждения в слитке такого размера соответствует скоростям, типичных для средне размерных слитков, получаемых методом непрерывного литья в промышленных условиях. По данным химического анализа экспериментальный сплав (далее АЛТЭК-В) имел следующий фактический химический состав: 2,06%Cu, 1,63%Mn, 1,09%Mg, 1,14%Zn, 0,49%Fe, 0,35%Si, 0,27%Zr. Таким образом, сумма (Fe+Si+Mg+Zn) составила 3,07%, что делает возможным использование для его приготовления лома различных групп сплавов, в частности, 6xxx, 2xxx и 7xxx серий.

Структура слитка сплава АЛТЭК-В характеризуется наличие эвтектических включений фазы $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ скелетообразной формы и фазы $Al_2CuMg$ в виде прожилок (рис.1а). Цинк и цирконий при этом полностью находятся в составе алюминиевого твердого раствора (далее (Al)). В последнем даже находится большая часть марганца и значительная часть меди и магния. Концентрации железа и кремния в (Al) пренебрежимо малы. Слитки (без предварительной гомогенизации) были успешно прокатаны при 450 $^0$C до толщины 2 мм (обжатие 90%), несмотря на присутствие в литой структуре значительного количества частиц кристаллизационного происхождения (рис.1а). Горячая прокатка привела к существенному улучшению морфологии эвтектических частиц фазы $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ и частичному растворению фазы $Al_2CuMg$ (рис.1б). Также следует отметить частичный распад по марганцу и образование дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Отжиг при 400-500 $^0$C почти не повлиял на морфологию Fe-содержащей фазы, в то время как фаза $Al_2CuMg$ полностью исчезла, т.е. магний полностью вошел в состав в (Al). С учетом того, что при таких температура отжига концентрация Mn в (Al) достигает равновесных значений [3], количество дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ согласно расчету составляет около 6 масс.%. С ростом температуры отжига увеличивается их размер: если при 400 $^0$C он составляет около 100 нм (рис.2а), то при 500 $^0$C более 200 нм (рис.2б).




а б

Рисунок 1 – Микроструктура сплава АЛТЭК-В в слитке (а) и горячекатаном листе (б), СЭМ




а б

Рисунок 2 – Тонкая структура горячекатаных листов сплава АЛТЭК-В после 3-часового отжига при 400 $^0$С (а) и 500 $^0$С (а), ПЭМ

Таблица 1 – Механические свойства листового проката сплава АЛТЭК-В

| Т, $^0$С[1] | Горячекатаные листы (2 мм) | | | Холоднокатаные листы (0,5 мм) | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $\sigma_в$, МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ, % | $\sigma_в$, МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ, % |
| 400 | 350 | 264 | 7,6 | 320 | 220 | 6 |
| 450 | 346 | 218 | 11,1 | 340 | 220 | 6 |
| 500 | 349 | 190 | 13,5 | 380 | 220 | 10 |

[1]температура отжига (3 часа)

Горячекатаные листы сплава АЛТЭК-В были испытаны на растяжение после 3-х часовых отжигов при 400, 450 и 500 $^0$С. Временное сопротивление ($\sigma_в$) после всех вариантов отжига была практически на одном уровне (около 350 МПа). Предел текучести ($\sigma_{0,2}$) с ростом температуры отжига снизился, а относительное удлинение (δ), наоборот повысилось (табл.1). Снижение $\sigma_{0,2}$ можно объяснить укрупнением дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (рис.2), что уменьшает их антирекристаллизационный эффект [3]. Сплав АЛТЭК-В проявил достаточно высокую технологичность и при холодной прокатке. Из исходных горячекатаных листов были успешно получены холоднокатаные листы толщиной до 0,5 мм включительно. Наилучший комплекс механических свойств в последних был получен после отжига при 500 $^0$С (табл.1).

Таким образом, совокупность экспериментальных полученные на экспериментальном сплаве АЛТЭК-В, показывают, что его механические свойства в листовом прокате существенно выше, чем у марочных термически упрочняемых

деформируемых алюминиевых сплавов (в частности, АД31, АД35, Д16, 1201) после аналогичного нагрева. Предполагается, что сплав АЛТЭК-В, состав которого спроектирован на вторичное сырье, а технология получения листов не требует гомогенизации и закалки, найдет применения в строительных конструкциях и транспортных изделиях благодаря сочетанию низкой стоимости и высоких механических свойств деформированных полуфабрикатов.

***Статья подготовлена в рамках гранта РНФ 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. 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.

4. 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.

# ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУР В МАТЕРИАЛАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ

**Невский С.А., Бащенко Л.П., Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Громов В.Е.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*
*E-mail Luda.Baschenko@gmail.com*

Один из применяемых способов защиты поверхности изделий от износа – нанесение композиционных покрытий высокой твердости и износостойкости. При нанесении покрытий с помощью гетерогенных плазменных потоков, сформированных путем электрического взрыва проводников, возможно получение покрытий за короткое (~100 мкс) время, причем покрытия обладают большим сопротивлением изнашиванию.

В настоящей работе изучаются механизмы формирования микро- и наноструктур в титановых сплавах при воздействии гетерогенных плазменных потоков на основе представлений о возникновении и развитии комбинированной неустойчивости Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца.

При обработке образцов титана электрическим взрывом с порошком иттрия формируются слоия, различающиеся морфологией и размерами структурных элементов (рисунок) [1]. Наблюлается три слоя: поверхностный слой (I) с наиболее грубой структурой; слой термического влияния (2); наиболее дисперсный слой (III), который находится между слоем термического преобразования и подложкой. В случае натекания иттрия на титановую подложку формируется рельеф поверхности раздела модифицированный слой – подложка, присем форма поверхности раздела этих слоев имеет развитый волнообразный характер, что, по-видимому, можно объяснить комбинированной неустойчивостью Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца. Эта неустойчивость приводит к неоднородному распределению легирующих элементов [1]: концентрация иттрия изменяется от 36 до 2,4 % (по массе).

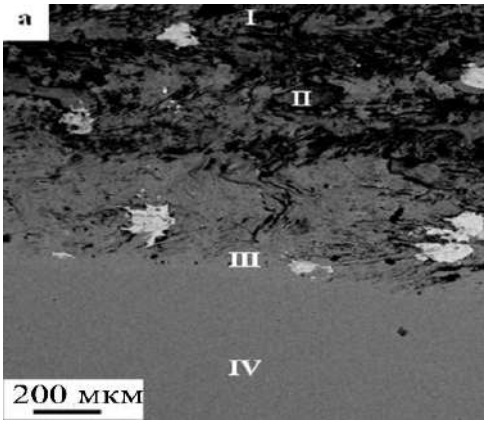



Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение обработанного гетерогенным плазменным потоком образца Ti-Y

В работе исследованы механизмы формирования микро- и наноструктур в титановых сплавах при воздействии гетерогенных плазменных потоков на основе представлений о возникновении и развитии комбинированной неустойчивости Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца.

Комбинированную неустойчивость плоского стационарного течения двухслойной несжимаемой жидкости в поле массовых сил изучали методом конечных элементов, эволюция поверхности раздела – методом фазового поля [2]. Динамика двухфазного течения описывается уравнениями Кана-Хилларда. Метод заключается в расчете скалярной функции на всей расчетной области:

В модели формирования наноструктур на основе развития неустойчивости Кельвина-Гельмгольца важным параметром является сдвиговая скорость, для оценки которой на контактной границе расчитывали динамическое давление, создаваемое плазменной струей на поверхность подложки. Сдвиговая скорость на границе внутреннего слоя достигает 53 м/с.

В различные моменты времени наблюдается интенсивное перемешивание иттрия и титана, вихри достигают глубины примерно 80 мкм. Иттрий наблюдается на глубине от поверхности обработки, которая больше глубины проникновения иттрия по механизму диффузии.

При учете влияния поперечной скорости картина течения расплавленных материалов качественно меняется [3]. Наблюдается волнообразная форма, образуются «капли», которые, в свою очередь, подвергаются неустойчивости Рэлея-Тейлора, что приводит к их дальнейшему измельчению. Именно поэтому внутренний слой III на границе с подложкой является более дисперсным.

При значениях поперечной компоненты скорости 10 и 50 м/с преобладающей неустойчивостью становится неустойчивость Кельвина-Гельмгольца, о чем говорит форма вихрей в моменты времени до 1 мкс. При $t > 1$ мкс происходит распад вихрей с образованием «капель», причем при скорости 50 м/с этот процесс протекает гораздо интенсивнее, чем при 5 и 10 м/с. Размеры капель изменяются от 1,25 до 7 мкм при 10 м/с и от 1,28 до 5,3 мкм при 50 м/с. Помимо распада вихря на капли наблюдается процесс объединения малых капель в большие. Рассмотрение формы границы раздела позволяет сделать вывод о том, что учет поперечной скорости может адекватно объяснить формирование волнообразного рельефа границы раздела покрытия и подложки системы Ti-Y [3].

При формировании наноразмерных структур и волнообразного рельефа границы раздела покрытие – подложка основным механизмом является комбинированная неустойчиовсть Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца. Типы неустойчивостей в случае системы Ti-Y меняются при 10 м/с. При этом образуются вихри, которые проникают на глубину 30 – 50 мкм от поверхности обработки. Такая глубина на несколько порядков превышает глубину проникновения иттрия и других легирующих элементов по механизму диффузии.

***Благодарности. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10229).***

ЛИТЕРАТУРА

1. Gromov V.E. Structure, phase composition and properties of surface layers of the titanium after electroexplosive doping with yttrium and electron-beam processing / V.E. Gromov, K.V. Sosnin, Y.F. Ivanov, O.A. Semina // Uspehi Fiziki Metallov. 2015. Vol. 16. P.175–227.

2. Yang X. Efficient linear schemes for the nonlocal Cahn–Hilliard equation of phase field 2models / X. Yang, J. Zhao // Computer Physics Communications. 2019. Vol. 235. P. 234–245.

3. Nevskii S. Wave instability on the interface coating/substrate material under heterogeneous plasma flows / S. Nevskii, V. Sarychev, S. Konovalov, A. Granovskii, V. Gromov // Journal of Materials Research and Technology. 2020. No. 9 (1). P. 539–550.

# ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ НАПЛАВКЕ

**Невский С.А.[1], Бащенко Л.П.[1], Громов В.Е.[1], Перегудов О.А.[2], Гостевская А.Н.[1], Володин Т.В.[1]**

[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*

[2]*Омский государственный технический университет, г. Омск, Россия*

*E-mail: nevskiy.sergei@ yandex.ru*

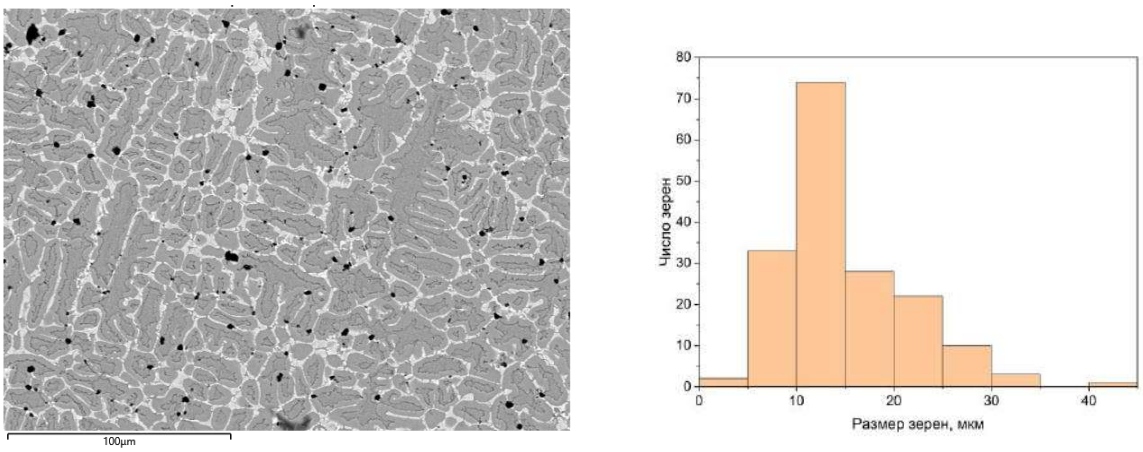
В настоящее время все большее применение в качестве материала для износостойких покрытий, наносимых плазменной наплавкой на рабочие поверхности работающих в условиях абразивного изнашивания деталей оборудования, находят быстрорежущие стали. Эти стали обладают высокими механическими свойствами (твердостью, износостойкостью). Однако в процессе наплавки формируются структуры, которые приводят к образованию трещин и снижению твердости. Для сохранения высоких механических свойств покрытий необходимо проводить дополнительные термические обработки [1] или корректировать режимы наплавки [2]. Для определения оптимальных режимов наплавки необходимо знание особенностей процесса кристаллизации материала и связанных с этим структурно-фазовых превращений. Образование ячеистого или дендритного типа структуры в процессах воздействия концентрированными потоками энергии объясняется возникновением морфологической неустойчивости фронта кристаллизации (неустойчивость Маллинза–Секерки) [3, 4]. Неустойчивость Маллинза–Секерки [5], необходимо изучать в несколько этапов: *1* – определить характер возмущений поверхности раздела и оценить влияние ее кривизны на температуру ликвидуса; *2* – провести расчет полей температур и концентраций в твердой и жидкой фазе; *3* – найти зависимости скорости роста возмущений из условий на границе фазового перехода

В настоящей работе изучен процесс кристаллизации системы Fe – W. Именно эта система является основой теплостойкой быстрорежущей стали, применяемой в процессе плазменно-дуговой наплавки на поверхность валков и различных режущих инструментов. Рассматриваются первый и третий этапы исследований в предположении о цилиндрической форме фронта кристаллизации. Плазменную наплавку покрытий из быстрорежущей стали Р18Ю проводили присадочной порошковой проволокой [6].

При построении математических моделей кристаллизации материалов при плазменном воздействии и формулировании критериев устойчивости поверхности раздела расплав – кристалл помимо концентрационного переохлаждения необходимо учитывать роль поверхностного натяжения и механизмов роста кристаллов.

На рисунке показана микроструктура поверхностного слоя покрытия из быстрорежущей стали, полученного плазменной наплавкой, которая представлена двумя морфологическими составляющими: ячеистой и дендритной. Размеры зерен варьируются в пределах 3 – 45 мкм. Наиболее вероятные размеры зерен 10 – 15 мкм.

Неустойчивость фронта кристаллизации имеет один максимум, приходящийся на длину волны, которая соответвует наиболее вероятному размеру зерен. Наличие двух морфологических составляющих позволяет сделать предположение о наличии двух типов неустойчивости: «мягкого», соответвующего ячеистой струкутуре, и «жесткого», соответвующего дендритной структуре.




а б

Рисунок 1 – Микроструктура покрытия из быстрорежущей стали после наплавки:
*а* – электронно-микроскопическое изображение; *б* – гистограмма распределения зерен по размеру

Сравнение полученных расчетных результатов с размерами зерен (рисунок) показывает, что конвективное и диффузионное приближения дают объяснение образованию зерен по механизму нормального роста до размера зерен 5 мкм, хотя максимум приходится на размеры 10 – 15 мкм. Это позволяет сделать вывод о том, что в этих условиях модель нормального роста не является адекватной.

В конвективном приближении расчет показывает, что длина волны принимает значения порядка $10^4$ мкм. Это позволяет сделать вывод о преобладании диффузионных процессов при данных скоростях фронта кристаллизации. При увеличении скорости кристаллизации на три порядка λ = 14,9 мкм, что совпадает с экспериментальными данными. Таким образом, конвективное приближение является значимым при скоростях кристаллизации больше $10^{-4}$ м/с.

Исходя из вышеизложенного следует заключить, что неустойчивость Маллинза-Секерки дает адекватное объяснение образованию ячеистых структур размерами приблизительно 10 мкм при $V_s$ < 1 м/с и степени переохлаждения ~$10^{-5}$ К. При воздействии объемного теплового источника на поверхность облучаемого материала, скорость фронта превращения может принимать значения в пределах $10^{-7}$ – $10^3$ м/с в зависимости от плотности мощности источника и характеристик среды. Воздействие данного источника приводит к возникновению больших градиентов температур в поверхностных слоях материала и, как следствие, к возникновению термокапиллярных эффектов. Это позволяет сделать вывод о том, что для построения модели кристаллизации помимо морфологической неустойчивости Маллинза-Секерки необходимо учитывать другие неустойчивости (термокапиллярную и концентрационно-капиллярную), которые имеют место в расплавленном материале.

Исследования структуры данного материала показали, что структура состоит из двух составляющих: ячеистой и дендритной. Гистограмма распределения структурных элементов показывает наличие одного максимума. Наиболее вероятный размер находится в диапазоне 10 – 15 мкм. В работе рассматривается морфологическая неустойчивость фронта кристаллизации (неустойчивость Маллинза-Секерки). Модель включает в себя уравнения конвективной теплопроводности и диффузии. На границе раздела фаз задавались условия Стефана для температуры. Линейный анализ данной неустойчивости проводится для двух случаев: когда конвективным членом в уравнениях теплопроводности и диффузии можно пренебречь; когда конвекция преобладает над диффузионными процессами. Во всех случаях предполагается, что величина (1 – $k_s$) близка к нулю, что соответствует концентрации легирующего элемента, примерно равной эвтектической или превышающей ее, а также используется коротковолновое приближение. В первом случае аналитический вид зависимости длины волны, на которую приходится максимум скорости роста

возмущений межфазной границы, совпадает с общепринятыми представлениями. Во втором случае значение данной длины волны прямо пропорционально квадратному корню из скорости движения межфазной границы. Определены границы применимости данных приближений для различных механизмов роста кристаллов. В случае нормального роста оба приближения дают адекватное объяснение образованию структурных элементов размерами до 5 мкм при скорости фронта кристаллизации порядка 2 м/с. Для случая роста за счет винтовых дислокаций значение длины волны, соответствующей наиболее быстрорастущей моды возмущений в первом случае, совпадает с экспериментальными данными при скорости фронта кристаллизации порядка $10^{-7}$ м/с, тогда как в конвективном приближении такое совпадение наблюдается при $10^{-4}$ м/с.

***Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-19-00186), https://rscf.ni/ project/23-19-00186).***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лаврентьев А.Ю., Дожделев А.М. Совершенствование структуры зоны термического влияния наплавленного биметаллического инструмента. Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2017;23(3):118–126. https://doi.org/10.18721/JEST.230311

2. Cao H.T., Dong X.P., Pan Z., Wu X.W., Huang Q.W., Pei Y.T. Surface alloying of high-vanadium high-speed steel on ductile iron using plasma transferred arc technique: Microstructure and wear properties. Materials & Design. 2016;100:223–234. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.114

3. Sekerka R.F. Morphological stability. Journal of Crystal Growth. 1968;3-4:71–81. https://doi.org/10.1016/0022-0248(68)90102-4

4. Merchant G.J., Davis S.H. Morphological instability in rapid directional solidification. Acta Metall. Mater. 1990;38(12):2683–2693. https://doi.org/10.1016/0956-7151(90)90282-L

5. Невский С.А., Бащенко Л.П., Перегудов О.А. Формирование градиента структурно-фазовых состояний быстрорежущей стали при наплавке. Часть 1. Решение задачи Стефана с двумя подвижными границами. Известия вузов. Черная металлургия. 2023; 66(5):587–593. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-587-593

6. Малушин Н.Н., Романов Д.А., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Бащенко Л.П. Структурно-фазовое состояние теплостойкого сплава высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском. Известия вузов. Физика. 2019;62(10(742)):106–111. https://doi.org/10.17223/00213411/62/10/106

# ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ ПРОВОДОВ ВОЗДУШНЫХ ЛИНИЙ ЭЛЕКТРОПЕРЕДАЧ А50

**Нарыкова М.В., Кардашев Б.К., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Левин А.А.**
*ФТИ им. А.Ф. Иоффе, г. Санкт-Петербург, Россия*
*Maria.Narykova@mail.ioffe.ru*

Вопрос прогнозирования длительности эксплуатации проводов воздушных линий электропередач является одним из важнейших с практической точки зрения. Наиболее вероятной причиной разрушения отдельных проволок является фреттинг-износ (фреттинг-усталость) [1]. Провода воздушных ЛЭП испытывают на себе колебания, вызываемые ветром. Измерения и расчеты показывают, что для вибрации проводов характерными являются диапазон частот колебаний от 3 до 150 Hz. Анализ ранее полученных данных показал, что наиболее опасными являются вибрации на низких частотах [2]. В настоящей работе были исследованы отдельные проволоки из провода типа А50 до и после лабораторных испытаний в режиме усталости. Целью настоящего исследования являлась также попытка предсказать область разрушения на основе анализа изменения структурных, микроструктурных, упругих и микропластических характеристик образцов.

Для проведения испытаний на усталость из внешнего повива нового кабеля А50 изготавливались образцы в виде отдельных проволок общей длиной 200 mm. Испытания на усталость проводились на испытательной машине Instron 8850 при комнатной температуре с частотой 3 Hz по схеме растяжения-релаксация. Изучение структурных, микроструктурных, упругих и микропластических свойств проводились как доведенных до разрушения в процессе усталостных испытаний проволок, так и в некотором промежуточном состоянии. Образцы №1 и №2 были испытаны при различном напряжении 149.7 и 150.7 MPa соответственно и доведены до разрушения. Образец №3, испытанный при $\sigma$ = 155.9 MPa, не был доведен до разрушения и выбран для исследования в качестве промежуточного состояния между исходным образцом и разрушившимися в процессе усталостных испытаний. Для дальнейших исследований проволоки, разрушившиеся после испытаний на циклическую усталость, были разделены на две части (области вблизи разрушения 1-2 и 2-2 и захватов 1-1 и 2-1). Образец, не доведенный до разрушения, был разделен на три части (рис. 1).

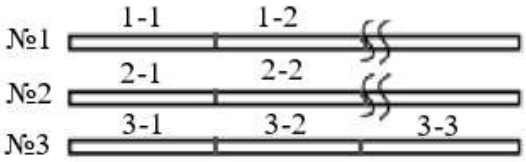



Рисунок 1 – Схема расположения образцов после испытания в режиме усталости.

Методом гидростатического взвешивания была определена плотность (обозначим ее интегральной плотностью $\rho_D$) частей каждой проволоки. Установлено, что плотности частей разрушенных образцов, расположенных вблизи области разрушения, заметно ниже плотности частей вблизи захвата. Относительно исходного состояния (до испытания на усталость) величина разуплотнения для частей проволок вблизи разрушения составила 0.32% (образец 1-2), и 0.19% (образец 2-2), и 0.19 и 0.11% – для образцов 1-1 и 2-1 соответственно. Для образца 3 установлено, что в областях ближе к захватам (3-1 и 3-3) обнаружено небольшое уменьшение плотности – 0.19 и 0.17% соответственно, и 0.16% - в центральной части.

Методами XRD дифрактометрии также были исследованы различные части образцов 1, 2 и 3. Параметры *a* кубической элементарной ячейки Al материала проволок после разных этапов циклического нагружения для всех образцов рассчитаны с помощью программы *Celsiz* методом наименьших квадратов по наблюдаемым углам Брэгга. На основании параметра *a* была определена XRD плотность (далее обозначена как $\rho_X$), пересчитанная из объема V= $a^3$ и содержания кубической элементарной ячейки Al материала.

Циклическая нагрузка приводит к уменьшению XRD массовой плотности $\rho_X$ поверхностного слоя Al проволок (толщин слоя ≈36 μm). Причём, падение плотности $\rho_X$ больше у образцов проволок 1-2 (0.20%) и 2-2 (0.15%), где в результате циклической нагрузки произошло разрушение исходной длинной проволоки. В то же время, части образцов 1-1 и 2-1 показывают меньшее уменьшение плотности (0.05% и 0.08% соответственно). Таким образом, при увеличении максимальной циклической нагрузки с 149.7 MPa (образец 1) до 150.7 MPa (2) происходит уменьшение разницы в плотностях между образцами, вырезанными вблизи области разрушения и далеко от них. Эти наблюдение хорошо согласуется с результатами, полученными для частей образца 3 после циклического нагружения с ещё большей нагрузкой 155.9 MPa. Как и для образцов после циклического нагружения с меньшими нагрузками, наблюдается уменьшение плотности $\rho_X$. Однако, разница в XRD плотностях образцов из областей около захватов 3-1 и 3-3 (0.064% и 0.057%) и центральной части 3-2 (0.053%) заметно меньше, чем для образцов 1 и 2, разрушившихся в результате циклической нагрузки при меньших нагрузках.

Сравнение с результатами по измерению интегральной плотности $\rho_D$ показывает, что величины XRD плотностей $\rho_X$ всех проволок близки к интегральным плотностям $\rho_D$, измеренным денситометрическим методом, но, как правило, несколько меньше. Это наблюдение объясняется тем, что, XRD плотность $\rho_X$ - это средняя плотность поверхностного слоя толщиной ≈36 μm, а интегральная массовая плотность $\rho_D$ - это величина, средняя по всему объёму образца. Именно в поверхностном слое во время циклического нагружения может формироваться большее число дефектов пустотной природы и происходить большее растяжение решетки за счет дефектов по сравнению с внутренним объёмом проволоки, что приводит к меньшей плотности $\rho_X$ по сравнению с интегральной плотностью $\rho_D$.

Резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора (принципиальная схема метода приведена в [3]) были определены упругие и микропластические свойства Al проволок до и после циклических усталостных испытаний (Таблица 1). В исходном состоянии (до испытания) значение модуля Юнга $E$ составляло 72.78 GPa. После испытаний на усталость для всех частей образцов алюминиевой проволоки 1 и 2 наблюдается уменьшение модуля E и увеличение декремента $\delta_i$, что, в целом, закономерно. Очевидно, что в процессе циклического нагружения плотность дислокаций в проволоках увеличивается, что, согласно теории внутреннего трения, ведет к уменьшению модуля Юнга $E$ и росту декремента $\delta_i$. Кроме того, определение интегральной плотности $\rho_D$ образцов проволок показало, что в образцах после испытаний на усталость наблюдается уменьшение плотности относительно исходного образца, что также ведет к понижению модуля. Для образца 3, не доведённого до разрушения, в зависимости от исследуемой части, модуль упругости $E$ увеличивается или уменьшается (это зависит от конкретной части образца) относительно исходного состояния. Наименьшее его значение 71.83 GPa соответствует центральной части проволоки 3-2. Для частей образцов 1-2 и 2-2 значения модуля Юнга $E$ выше, а декремент $\delta$ ниже, чем для 1-1 и 2-1. При анализе данных необходимо учесть, что на значение модуля упругости $E$ влияют и дальнодействующие поля высоких внутренних напряжений. Очевидно, что в процессе пластической деформации при циклическом нагружении увеличивается плотность дислокаций. Возможно их локальное скопления, что, в свою очередь, может привести к образованию дальнодействующих полей внутренних напряжений и, как следствие, более высокому значению модуля Юнга $E$. Очевидно, что такие локальные образования (их более высокая концентрация как источников внутреннего напряжения) наиболее вероятны именно в области вблизи разрушения, поэтому модуль Юнга $E$ образца 1-2 несколько выше, чем в случае части этого же образца 1-1, удалённой от области разрушения. Аналогичное поведение наблюдается и для частей образца 2. Это предположение о полях внутренних напряжений согласуется с довольно высоким значением микродеформаций $\varepsilon_s$, обнаруженных методами XRD дифракции в образцах из проволок 1 и 2.

Таблица 1 – Модуль Юнга E, амплитудно-независимый декремент $\delta_i$ и условный предел микротекучести $\sigma_s$ при неупругой деформации $\varepsilon_d = 1.0 \cdot 10^{-7}$

| Sample | *E*, GPa | $\delta_i$, $10^{-5}$ | $\sigma_s$, MPa |
|---|---|---|---|
| До испытаний | 72.78 | 23 | 18 |
| 1-1 | 72.00 | 48 | 10 |
| 1-2 | 72.17 | 23 | 19 |
| 2-1 | 72.38 | 32 | 19 |
| 2-2 | 72.41 | 22 | 18 |
| 3-1 | 73.00 | 23 | 22 |
| 3-2 | 71.83 | 26 | 20 |
| 3-3 | 72.59 | 26 | 21 |

Сравнение характеристик частей разрушенных проволок (области разрушения и области вблизи захватов) с частями проволоки, не разрушившейся в процессе испытаний, привела к предположению о том, что критичной для возможного разрыва является часть проволоки 3-1, расположенной вблизи одного из захватов (табл. 1).

Таким образом, сравнение структурных, микроструктурных, упругих и микропластических характеристик Al проволок из провода A50 показывает, что лабораторные циклические усталостные испытания отдельных Al проволок приводят к качественно тем же тенденциям изменения вышеперечисленных параметров по сравнению с эксплуатацией в естественных условиях в кабелях ЛЭП, рассмотренных ранее в [3-5].

Полученные данные имеют важное практическое значение для разработки методов и приборов неразрушающего контроля проводов ЛЭП.

***Работа выполнена с использованием оборудования и программного обеспечения федерального ЦКП «Материаловедение и диагностика в передовых технологиях» (ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург).***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhou Z.R., Cardou A., Goudreau S., Fiset M. Fundamental investigations of electrical conductor fretting fatigue, Tribol. Int. 1996, 29, 221–232.

2. Fadel A.A., Rosa D., Murça L.B. et.al. Effect of high mean tensile stress on the fretting fatigue life of an Ibis steel reinforced aluminium conductor. Int. J. Fatigue 2012, 42, 24–34.

3. Narykova M.V., Levin A.A., Prasolov et.al. The structure of the near-surface layer of the AAAC overhead power line wires after operation and its effect on their elastic, microplastic, and electroresistance properties. Crystals 2022, 12, 166.

4. Levin A.A., Narykova M.V., Lihachev A.I. et.al. Modification of the structural, microstructural, and elastoplastic properties of aluminum wires after operation. Metals 2021, 11, 1955.

5. Levin A.A., Narykova M.V., Lihachev et al. Comparison of structural, microstructural, elastic, and microplastic properties of the AAAC (A50) and ACSR (AC50/8) cables after various operation periods in power transmission lines. Crystals 2022, 12, 1267.

# ДИСКЛИНАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

**Романов А.Е.[1], Колесникова А.Л.[2]**
*[1]Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*
*email: alexey.romanov@niuitmo.ru*

Приводятся сведения о свойствах дисклинаций – дефектов ротационного типа в твердых телах. Дается историческая справка о развития понятия о дисклинациях в конденсированных средах, включая твердые деформируемые тела, жидкие кристаллы и магнетики. Рассматриваются номенклатура, геометрия и силовые характеристики прямолинейных и круговых дисклинаций. В деталях обсуждаются аналитические решения краевых задач изотропной упругости для прямолинейных клиновых дисклинаций.

Полученные решения используются для предсказания поведения дисклинаций в микро- и нанобъектах и для объяснения ряда других эффектов физико-механического поведения твердых тел. Показано, что свойства дисклинационных структур становятся определяющим фактором при рассмотрении ротационной пластичности в твердых телах, границ зерен и их стыков в обычных поли- и нанокристаллических материалах, пентагональных стержней и икосаэдрических микро- и наночастиц, доменов и двойников в пленках сегнетоэлектриков, дефектов в графене и псевдографенах. На рисунке приведен пример одного из наиболее типичных псевдографенов.

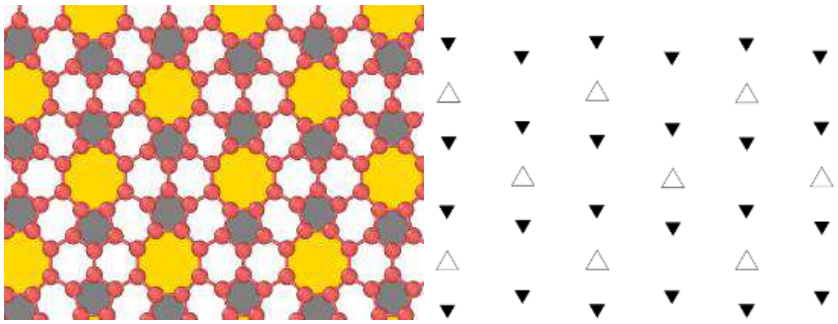


Рисунок 1 – Пример пседогрфеновой углеродной структуры (слева) и её представление в виде сетки дисклинаций чередующего знака (справа). Малые закрашенные окружности показывают углеродные атомы, которые в бездефектном графене образуют шестизвенные кольца; закрашенные многоугольники соответствуют пятизвенным и семизвенным углеродным кольцам, которые, в свою очередь, связаны с ядрами положительных и отрицательных (закрашенные и незакрашенные треугольники) клиновых дисклинаций.

Доклад, основан на материалах оригинальных и обзорных [1-4] статей, опубликованных авторами за два последних десятилетия.

[1] A.E. Romanov. Mechanics and physics of disclinations in solids // European Journal of Mechanics /A 22 (2003) 727-741.

[2] A.E. Romanov, A.L. Kolesnikova. Application of disclination concept to solid structures // Progress in Materials Science 54 (2009) 740-769.

[3] A.E. Romanov, M.A. Rozhkov, A.L. Kolesnikova. Disclinations in polycrystalline graphene and pseudo-graphenes. Review // Letters on Materials 8 (2018) 384-400.

[4] A.E. Romanov, A.L. Kolesnikova. Elasticity boundary-value problems for straight wedge disclinations. A review on methods and results // Reviews on Advanced Materials and Technologies 3 (2021) 55-95.

# ВЛИЯНИЕ СОСТАВА МАГНИТНО-АБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТЕЙ ИЗНАШИВАНИЯ АЛМАЗОАБРАЗИВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

**Якубовская С.В., Корбит А.А., Бежик А.А.**
*Белорусский национальный технический университет,*
*г. Минск, Республика Беларусь, E-mail: almain@mail.ru*

Магнитно-абразивные порошки, применяемые в промышленности, можно рассматривать как композиционные маиериалы с объемным расположением зерен абразива в магнитной матрице. В процессе микрорезания и удаления припуска участвует только часть зерен абразива, расположенных на поверхности магнитно-абразивной композиционной частицы. Одним из технологических приемов повышения режущей способности магнитно-абразивных порошков является увеличение числа частиц абразива, участвующих в процессе резания, за счет расположения частиц абразива на поверхности магнитных частиц. Использование магнитно-абразивных порошков с поверхностным расположением зерен абразива позволяет вводить в слой на поверхности магнитного ядра абразивы различного состава и размеров и влиять на морфологию поверхности изнашивания алмазосодержащего композиционного материала и режущую способность магнитно-абразивных порошков.

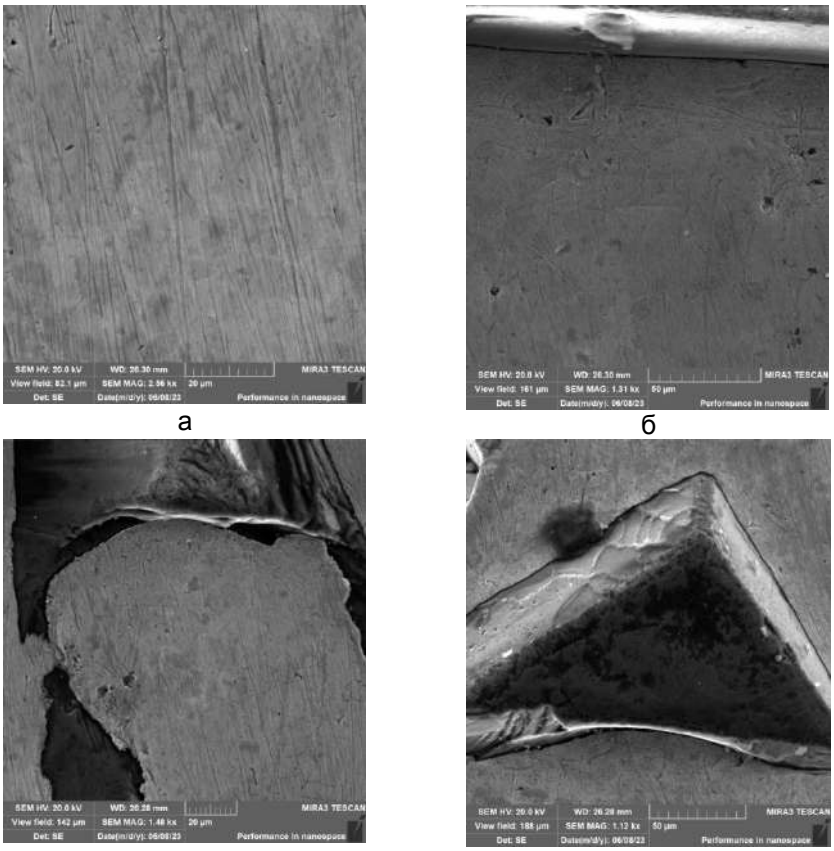
Целью настоящей работы является исследование влияния состава магнитно-абразивных композиционных порошков на морфологию поверхностей изнашивания алмазоабразивных композиционных материалов.

В качестве магнитно-абразивных порошков использовали композиционные порошки с поверхностным расположением зерен абразива: карбида кремния фракции 80/63 мкм и карбида бора фракции 80/63 мкм. Концентрация зерен карбида кремния, карбида бора в магнитно-абразивных композиционных порошках составляла 8 об. % (в пересчете на объем порошка). Магнитно-абразивные порошки использовали для магнитно-абразивной обработки сегментов (60x10x3 мм) алмазных отрезных кругов. Длительность обработки составляла 3, 5, 10, 15, 20 мин. Исследование морфологии поверхностей изнашивания алмазоабразивных композиционных материалов проводили на растровом электронном микроскопе VEGA/TESCAN.

Магнитно-абразивная обработка алмазосодержащего композиционного материала магнитно-абразивным порошком с зернами карбида кремния в течение 3 мин приводит к формированию на поверхности связки микрорельефов, представляющих собой совокупность борозд различной длины и глубины (рисунок 1 а). Увеличение длительности магнитно-абразивной обработки до 5 мин приводит к изнашиванию связки алмазосодержащего композиционного материала, сопровождается сглаживанием микрорельефов на поверхности связки и выступанием вершин алмазных зерен над связкой (рисунок 1 б). Магнитно-абразивная обработка алмазосодержащего композиционного материала в течение 10 мин приводит к формированию микрорельефов на поверхности связки и алмазных зерен (рисунок 1 в, г). Морфология поверхности связки представляет собой совокупность борозд, ориентированных в направлении обработки. После изнашивания связки и выступания алмазных зерен из связки контактное взаимодействие зерен абразива происходит как со связкой, так и с алмазными зернами. На поверхности алмазных зерен, выступающих из связки присутствуют микрорельефы с различной морфологией (рисунок 1 г).

При увеличении длительности магнитно-абразивной обработки до 15 мин наблюдается выступание над связкой большого числа алмазных зерен (рисунок 2).

На поверхности алмазных зерен присутствуют участки разрушения (сколы) (рисунок 2 а).

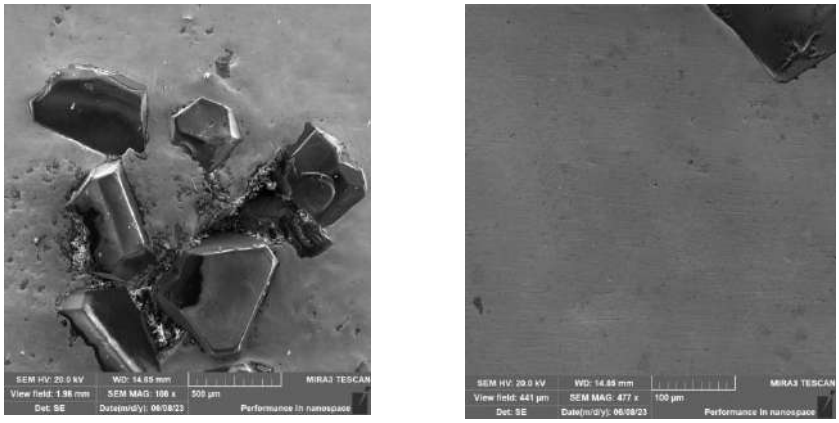


а б

в г

Длительность магнитно-абразивной обработки, мин: а – 3; б – 5; в – 10; г – 10.

Рисунок 1 – Морфология поверхности изнашивания связки алмазосодержащего композиционного материала (а, б, в) и поверхности алмазного зерна после обработки магнитно-абразивным композиционным порошком с зернами карбида кремния (80/63 мкм)



а б

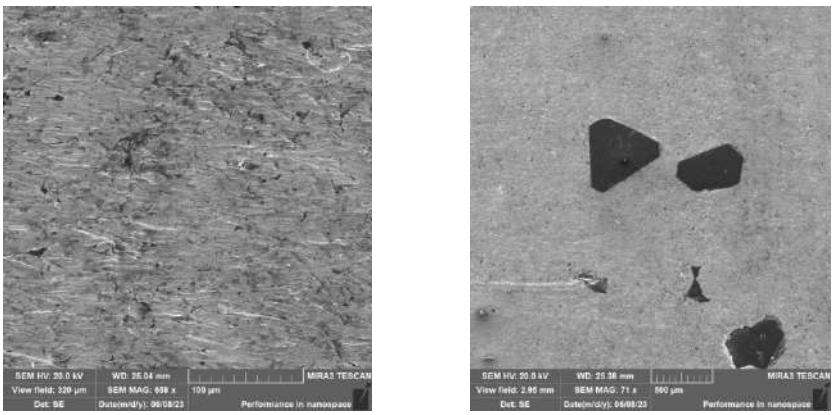
а – морфология поверхности алмазных зерен;
б – морфология поверхности связки.

Рисунок 2 – Морфология поверхности алмазосодержащего композиционного материала после обработки магнитно-абразивным композиционным порошком с зернами карбида кремния (80/63 мкм). Длительность магнитно-абразивной обработки 15 мин

Морфология поверхности связки представляет собой множество коротких борозд со сглаженными краями, ориентированными в направлении обработки (рисунок 2 б).

Обработка алмазосодержащего композиционного материала магнитно-абразив ным порошком с зернами карбида бора в течение 5, 10, 20 мин приводит к

формированию на поверхности связки сглаженных микрорельефов, состоящих из борозд и выступов между ними, ориентированных в направлении обработки. На поверхности алмазных зерен отсутствуют следы сколов и разрушений (рисунок 3).



а б

а – морфология поверхности связки;
б – морфология поверхности алмазных зерен.

Рисунок 3 – Морфология поверхности алмазосодержащего композиционного материала после обработки магнитно-абразивным композиционным порошком с зернами карбида бора (80/63 мкм). Длительность магнитно-абразивной обработки 15 мин

В отличие от частиц карбида кремния частицы карбида бора менее прочные и при контакте с поверхностью связки и алмазными зернами разрушаются. Разрушение частиц карбида бора и участие в процессе изнашивания осколков карбида бора приводит к формированию сглаженных микрорельефов на поверхности связки и отсутствию следов выкрашивания на поверхности алмазных зерен.

Таким образом, морфология поверхностей изнашивания алмазосодержащих композиционных материалов зависит от состава магнитно-абразивного порошка. Увеличение длительности магнитно-абразивной обработки (до 15 мин) магнитно-абразивным порошком с карбидом кремния приводит к изнашиванию связки алмазосодержащего композиционного материала, а затем по мере выступания алмазных зерен над связкой и к изнашиванию алмазных зерен. Морфология поверхности изнашивания связки существенно не изменяется, представляет собой множество борозд различных размеров со сглаженными краями, ориентированными в направлении обработки. На поверхности алмазных зерен присутствуют участки разрушения (сколы), что можно связать с хрупким разрушением участков алмазных зерен в результате множественных соударений с частицами карбида кремния.

Обработка алмазосодержащих композиционных материалов магнитно-абразивным порошком с карбидом бора не приводит к изнашиванию алмазных зерен, что связано с меньшей прочностью частиц карбида бора. Разрушение частиц карбида бора и участие в процессе изнашивания связки алмазосодержащего композиционного материала меньших по размерам осколков приводит к формированию на поверхности связки сглаженных микрорельефов из множества коротких борозд и отсутствию следов выкрашивания на поверхности алмазных зерен.

Магнитно-абразивный порошок с зернами карбида кремния имеет более высокую режущую способность при обработке алмазососодержащего композиционного материала, чем порошок с зернами карбида бора (0,8 и 0,6 мг/мин·см$^2$ после 15 мин обработки соответственно), что можно связать с большей прочностью частиц карбида кремния по сравнению с прочностью частиц карбида бора.

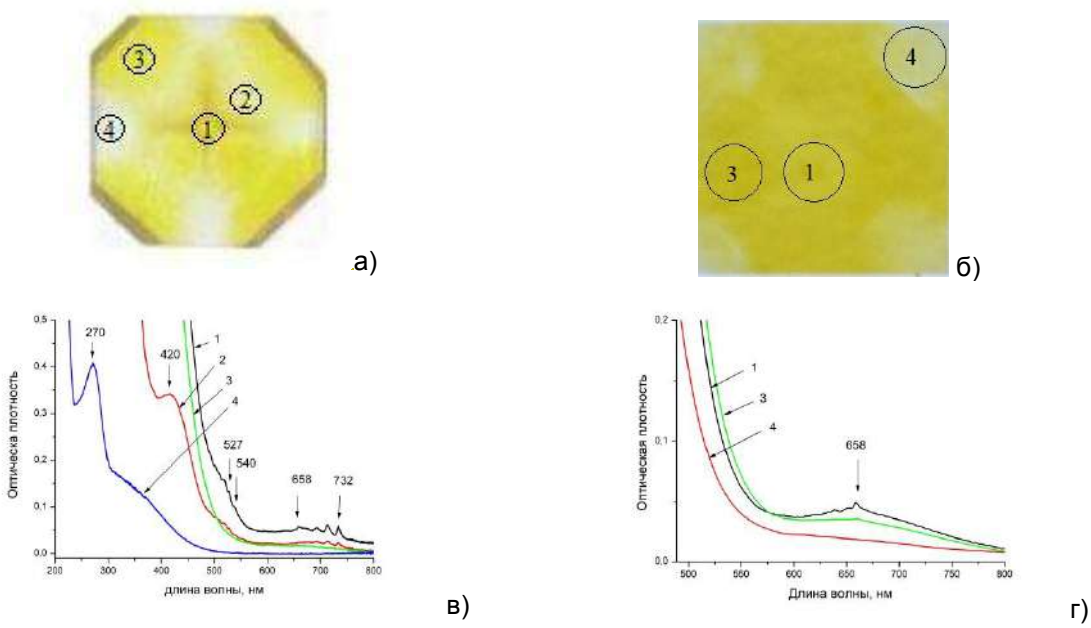
# ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНОГО СОСТАВА НА КАЧЕСТВО ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СИНТЕТИЧЕСКОГО АЛМАЗА

**Гусаков Г.А.[1], Шаронов Г.В.[1], Баран Л.В.[2]**
[1]*Институт прикладных физических проблем им. А.Н. Севченко, Минск, Беларусь, gga68@rambler.ru*
[2]*Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*

В последнее время наметился существенный прогресс в технологии эпитаксиального наращивания монокристаллических алмазных слоев на алмазных подложках методом осаждения из газовой фазы (CVD-метод) [1]. Этот материал открывает новые перспективы для развития электроники на алмазе [2]. Дальнейшее развитие CVD-технологии выращивания высококачественных монокристаллов алмаза оптоэлектронного назначения требует создания алмазных подложек с высокой чистотой обработки и однородностью поверхности [3]. Однако, несмотря на очевидную важность вопроса, данные о влиянии примесей на обрабатываемость поверхности монокристаллов алмаза практически отсутствуют. Исходя из этого, целью настоящей работы являлось исследование примесного состава и однородности распределения примесей по объему монокристаллов синтетического алмаза на качество механической обработки их поверхности.

В настоящей работе исследовались кристаллы синтетического алмаза, выращенные методом температурного градиента (HPHT-метод) в системе Ni-Fe-C. В качестве образцов использовались пластины с ориентацией (001), вырезанные из различных областей кристаллов. Примесный состав образцов исследовался методом поглощения света в УФ и видимом диапазонах спектра. Шлифовка базовой плоскости путем последовательной обработки на чугунных дисках, шаржированных алмазным порошком АСН с зернистостью 20/14, 10/7, 5/3 и 2/1 мкм. Нагрузка на образец составляла 10 Н. Шлифовка производилась в направлении <110>. В процессе обработки держатель с образцом совершал возвратно-поступательные движения перпендикулярно направлению вращения диска. Морфология поверхности образцов после обработки исследовалась методом атомно-силовой микроскопии (АСМ).

На рисунке 1а и б приведены фотографии типичных пластин, вырезанных из HPHT-алмазов. Видно, что исследованные образцы характеризуются выраженной неоднородностью распределения примесей. В видимом диапазоне спектра (рис. 1в и г) в спектрах наблюдается характерный край примесного поглощения в диапазоне 450…500 нм, связанный с наличием С-дефектов в решетке алмаза (одиночный атом азота в положении замещения). Положение края поглощения пропорционально концентрации С-дефектов в исследованной области образца. Для областей с низким содержанием примеси азота в УФ-диапазоне проявляется полоса поглощения с максимумом 270 нм, также связанная с С-дефектом. В диапазоне 500…800 нм наблюдаются дополнительные относительно слабая система полос с максимумами 658 нм, связанная с примесью никеля в решетке алмаза. Для некоторых образцов наблюдаются также системы полос поглощения 527, 540 и 732 нм, которые соответствуют сложным комплексам, содержащим атомы никеля, азота и вакансии. Дополнительное поглощения в сине-зеленой области спектра, связанного с системами 527 и 540 нм, приводит к возникновению коричневой окраски кристаллов HPHT-алмазов, которая имеет форму «креста» (рис. 1а). Наличие этих полос поглощения говорит о высокой концентрации примеси никеля в данной области образца. Кроме того, в центральной области пластины иногда появляется дополнительная широкая полоса с максимумом ~ 420 нм, соответствующая дефекту S3. Эти дефекты также представляет собой сложные комплексы, содержащий атомы азота, никеля и вакансии.



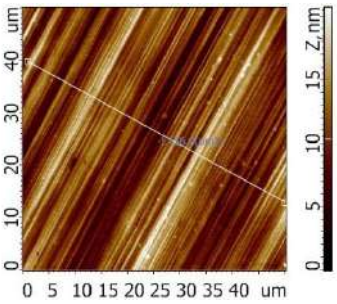

1 – центральная область; 2 – промежуточная область;
3 – периферийная область, сектор роста {111}; 4 – периферийная область, сектор роста {100}

Рисунок 1 – Схема расположения областей измерения на поверхности алмазных пластин

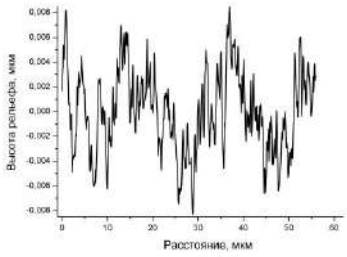
Таким образом, исследованные кристаллы HPHT-алмаза характеризуются выраженной зонально-секториальной неоднородностью распределения примесей азота и никеля. Наибольшее содержание примесей наблюдается в центральной области кристалла. Периферийная область сектора роста {111} содержит в несколько раз меньшее количество никеля, чем центральная область. Однако содержание примеси азота в этих областях приблизительно одинаково. Наконец, сектора роста {100} практически не содержат примеси никеля, а содержание азота в них в 3-5 раз меньше, чем в остальном объеме кристалла.

Нами были проведены сравнительные исследования морфологии поверхности в различных областях алмазных пластин после механической шлифовки. Схема расположения областей измерения соответствует рис. 1а и б. Для каждой области выполнялось не менее 3-х измерений на площадке 50х50 мкм с шагом сканирования 100 нм. Типичное для исследованных образцов АСМ-изображение поверхности приведено на рисунке 2. На поверхности образцов наблюдаются регулярно расположенные «борозды», сформировавшиеся при обработке на чугунном диске. Подобная морфология характерна для абразивного износа поверхности образца [4]. Периодичность «борозд» составляет 15-20 мкм (рис.2б), что соответствует зернистости шлифовального порошка 14/20, использованного при первичной обработки поверхности алмазных пластин. Таким образом, можно предположить, что при использованных режимах обработки рельеф поверхности алмазной пластины формируется на первой стадии. Последующие обработки с использованием шлифпорошков с меньшей зернистостью не приводят к полному сглаживанию поверхности алмазной пластины. Для большинства исследованных алмазных пластин не обнаружено заметного отличия шероховатости поверхности в различных областях в пределах одного образца. Исключение составляют пластины с ярко выраженным коричневым «крестом» в центральной области (аналог пластины на рисунке 1а). Для этих образцов в центральной области регистрируется наличие большого количества впадин диаметром от 0,3 до 2 мкм и глубиной до 30 нм (рис. 3). В результате среднее значение шероховатости поверхности $R_a$ для этих образцов составляет 5…6 нм, в то время как для остальных образцов эти значения находятся в интервале от 1 до 3 нм. Наблюдаемая на рис.3 морфология поверхности обработанной алмазной пластины

может быть связана с изменением механизма износа с абразивного на адгезионный [4].

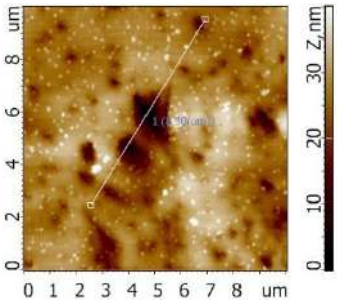



а)

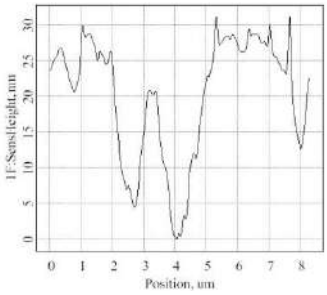



б)

Рисунок 2 – Типичные двухмерное АСМ-изображения (а) и профилограмма (б) поверхности алмазных пластин после шлифовки на чугунном диске




а)




б)

Рисунок 3 – Двухмерное АСМ-изображения (а) и профилограмма (б) поверхности центральной области алмазной пластины с ярко выраженным коричневым «крестом» после шлифовки на чугунном диске

Обобщая описанные выше экспериментальные результаты можно сделать вывод о том, что примесь азота не оказывает заметного влияния на качество обработки поверхности подложек их HPHT-алмазов. Для образцов с высоким содержанием примеси никеля обнаружено образование зоны со значительной неоднородностью рельефа поверхности в центральной области кристалла. Образование этой зоны может быть связано с изменением механизма износа области кристалла с повышенным содержанием никеля. Для таких подложек невозможно достижение требуемой чистоты обработки поверхности, их следует отбраковывать.

1. Coessential-connection by microwave plasma chemical vapor deposition: a common process towards wafer scale single crystal diamond / G. Shu [et al.] // Functional Diamond. – 2021. – Vol. 1. – P. 47–62.

2. Integrated photonic devices in single crystal diamond / S. Mi [et al.] // J. Phys. Photonics. – 2020. – Vol. 2. – P. 042001.

3. Hicks, M.L. Polishing, preparation and patterning of diamond for device applications / M.L. Hicks, A.C. Pakpour, R.B. Jackman // Diam. Rel. Mater. – 2019. – Vol. 97. – P. 107424.

4. Кузей, А.М. Механизмы изнашивания алмазота в однокристальном инструменте при правке абразивных кругов / А.М. Кузей, В.Я. Лебедев // Резание и инструмент в технологических системах. – 2014. - № 84. – С. 145-152.

# ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ЕДИНИЧНЫХ ВАЛИКОВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ

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

В последнее время лазерная наплавка показывает неоспоримые преимущества перед другими методами наплавки. Этому способствует небольшой размер зерна структуры, малая степень диффузии материала покрытия в основу, небольшое количество дефектов в сочетании с высокой прочностью сцепления, износостойкостью и коррозионной стойкостью [1].

До недавнего времени развитие лазерной наплавки сдерживалось низкой производительностью процесса и дороговизной лазерных источников. Однако, с появлением волоконных лазеров и систем программно управляемого сканирования лазерного пятна эта проблема ушла в прошлое [2].

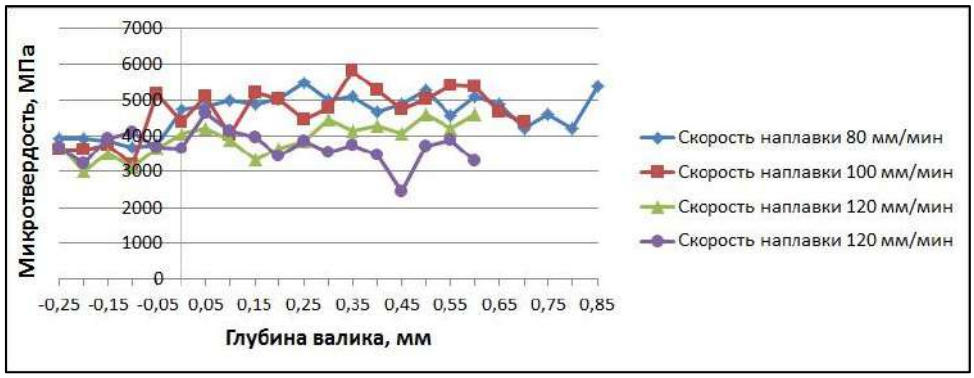
В данной работе изучалась микротвердость единичных валиков из сплава на основе никеля ПГ-12Н-01, нанесенных при мощностях лазерного излучения 1000 Вт и 800 Вт, а также при мощности 1000 Вт с предварительным подогревом основы до 300 °С. Порошок сплава ПГ-12Н-01 имел следующий химический состав, %вес.: Ni – 82%; Cr – 11%; B – 2,1%; Si – 2,2%; C – 0,5%; Fe – 2,2%. Перед лазерной наплавкой порошок просеивался до грануляции 20-80 мкм и проходил сушку в электропечи при температуре 200 °С в течение двух часов.

Использовался способ боковой подачи наплавляемого порошка. Подача порошка производилась с помощью дискового питателя впереди лазерного пятна в направлении наплавки. Взаимные перемещения лазерного пятна и наплавляемого образца обеспечивались координатным столом, оснащенным системой числового программного управления. Лазерным источником являлся волоконный иттербиевый лазер YLR -1 с максимальной мощностью излучения 1000 Вт. Сканирование лазерного пятна по поверхности образца в направлении перпендикулярном направлению наплавки обеспечивалось программируемым 2D сканером фирмы «Ситела». Наплавка единичных валиков производилась на образцы из стали 45. Использовались скорости наплавки 80, 100, 120 и 140 мм/мин. Система сканирования обеспечивала распределение лазерного излучения на площади пятна сканирования 4х0,1 мм.

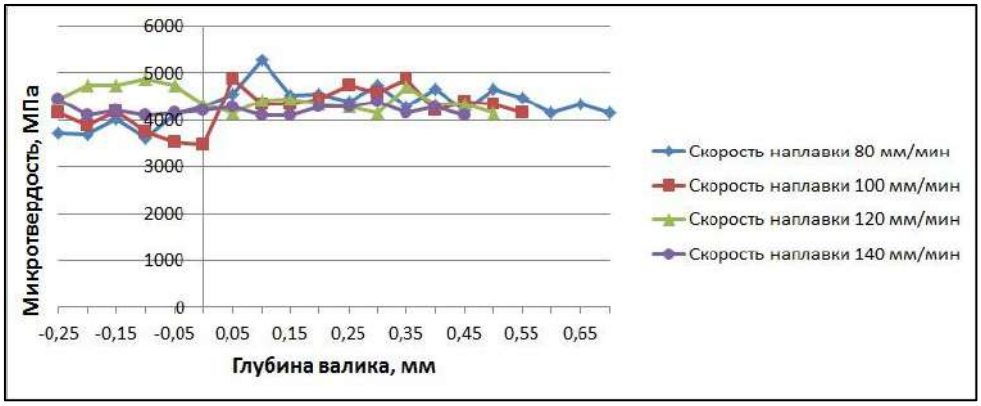
После процесса наплавки изготавливались поперечные микрошлифы наплавленных валиков, на которых исследовалось изменение микротвердости по глубине валиков наплавки. Измерения микротвердости выполнялись с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 100 г по линии симметрии валиков с шагом 0,05 мм. Координата «0» на графиках изменения микротвердости соответствовала границе валиков и основы, положительные значения координат соответствовали материалу наплавленных валиков.

Графики изменения микротвердости по глубине единичных валиков, наплавленных при мощностях лазерного излучения 1000 Вт и 800 Вт, а также при мощности лазерного излучения 1000 Вт с предварительным подогревом основы до 300 °С, приведены на рисунке 1, площадь пятна сканирования во всех случаях составляла 4х0,1 мм.

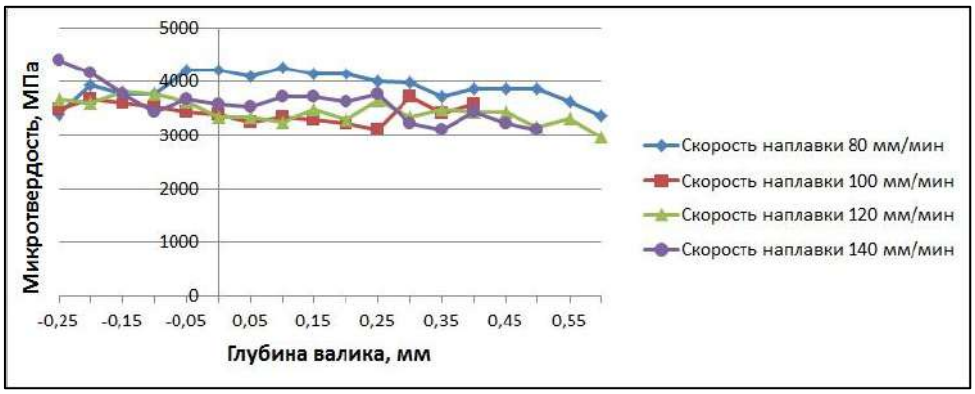
Как видно из графиков, рисунок 1, микротвердость по глубине валиков во всех случаях распределена равномерно для каждого режима наплавки. Каких-либо экстремальных изменений микротвердости не наблюдается. Такой характер распределения микротвердости говорит об интенсивном перемешивании материала валиков в ванне расплава и равномерном нагреве материала по всему объему валиков. Из приведенных графиков также заметны некоторые отличия величины микротвердости для каждого случая.




а




б




в

Рисунок 1 – Изменение микротвердости по глубине валиков, нанесенных при площади пятна сканирования 4х0,1 мм: а – мощность излучения 1000 Вт; б – мощность излучения 800 Вт; в – мощность излучения 1000 Вт с предварительным основы до 300°С

Чтобы выявить влияние мощности лазерного излучения и предварительного подогрева основы на микротвердость единичных валиков, были определены средние величины микротвердости для каждой скорости наплавки и построены графики влияния скорости наплавки на величину микротвердости при мощностях излучения 1000 Вт и 800 Вт и для случая мощности излучения 1000 Вт с предварительным подогревом основы до 300°С, рисунок 2.

При увеличении скорости наплавки во всех рассмотренных случаях средняя микротвердость в единичных валиках из сплава ПГ-12Н-01 уменьшается, что связано с уменьшением поступления энергии и с ухудшением сцепления материала валиков по границам зерен. Наибольшая микротвердось при скоростях наплавки до 120 мм/мин наблюдается для мощности излучения 1000 Вт, но уменьшение микротвердости с ростом скорости наплавки происходит достаточно интенсивно. Несколько меньшая средняя микротвердость наблюдается при мощности излучения 800 Вт, однако, из-за того, что в этом случае микротвердость уменьшается менее интенсивно, после

скорости 120 мм/мин микротвердость валиков наплавленных при мощности 800 Вт начинает превышать микротвердость валиков, наплавленных при мощности 1000 Вт.

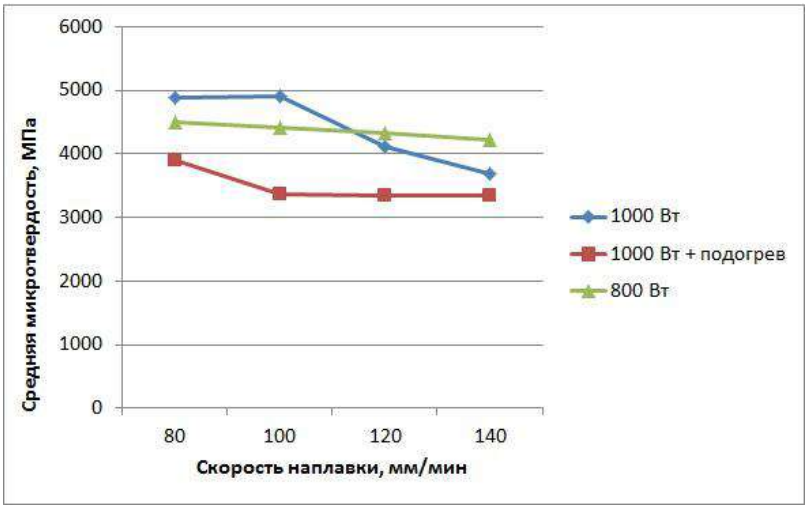



Рисунок 2 – Влияние скорости лазерной наплавки на микротвердость покрытия из сплава ПГ-12Н-01

Средняя микротвердость в валиках из сплава ПГ-12Н-01, наплавленных при мощности 1000 Вт с предварительным подогревом основы до 300°С, имеет меньшую величину, чем в двух других рассмотренных случаях. Кроме того уменьшение микротвердости с увеличением скорости наплавки при использовании предварительного подогрева происходит менее интенсивно. Большее поступление энергии в валик при использовании предварительного подогрева уменьшает скорость охлаждения материала валиков после процесса наплавки и увеличивает диффузию железа из основы, что в совокупности вызывает изменение фазового состава материала валиков и уменьшение величины средней микротвердости.

Из проведенных исследований можно сделать вывод, что мощность лазерного излучения при лазерной наплавке с поперечным сканированием, а также предварительный подогрев основы оказывают большое влияние на величину микротвердости единичных валиков из сплава ПГ-12Н-01. Это обстоятельство следует иметь в виду при разработке технологии лазерной наплавки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Naghiyan Fesharki, M. Microstructure investigation of Inconel 625 coating, obtained by laser cladding and TIG cladding methods [Электронный ресурс]/ M. Naghiyan Fesharki, R. Shoja-Razavi, H.A. Mansouri, H. Jamali// Surface & Coating Technology. – 2018. – V. 353. – P. 25-31. – Режим доступа: https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.061.

2. Laser Institute of America, LIA Handbook of Laser Material Processing/ Edited by J.F. Ready. – Orlando: Magnolia Publishing Inc., 2001. – 715 p.

# УСТОЙЧИВОСТЬ ПЛОСКОЙ ФОРМЫ ЛИСТА ГРАФЕНА ПО МОМЕНТО-МЕМБРАННОЙ ТЕОРИИ УПРУГИХ ПЛАСТИН

**Саркисян А.А., Саркисян С.О.**
*Ширакский государственный университет им. М. Налбандяна, Гюмри,Армения,*
*armenuhis@mail.ru, armenuhis@gmail.com, s_sargsyan@yahoo.com*

**Абстракт.** В работе моментно-мембранная теория упругих тонких пластин трактуется как континуальная теория деформационного поведения графена и на основе этой теории рассматривается задача устойчивости первоначально сжатой формы листа графена, когда контур его свободно-оперт.

Составляя однородные уравнения задачи выпучивания пластинки (листа графена) и соответствующие однородные граничные условия, далее разработан метод решения полученной граничной задачи, в итоге, определено критическое значение действующего сжимающего усилия. Численные результаты демонстрируется в виде графиков и таблиц.

В работах [1,2] построена моментно-мембранная линейная теория упругих тонких оболочек. Из уравнений и граничных условий моментно-мембранной линейной теории упругих оболочек [1,2], при переходе к пластинке, получим две отдельные системы уравнений и граничные условия: 1) систему уравнений и граничные условия плоского напряженного состояния упругих пластин, 2) систему уравнений и граничные условия поперечной изгибной деформации упругих пластин. В работе [3] устанавливается моментно-мембранная теория упругих тонких пластин как континуальная теория деформационного поведения графена, одновременно, численно определяются жесткостные характеристики этой теории упругих тонких пластин, через физические параметры гармонического потенциала межатомных взаимодействий для углерода.

На основе моментно-мембранной теории упругих тонких пластин можно изучать различные прикладные статические и динамические задачи, а также, задачи устойчивости листа графена.

Рассмотрим лист графена, т.е. прямоугольную пластинку, сжатую в своей плоскости силами, равномерно распределёнными по сторонам $x = 0$ и $x = a$. Величина сжимающей силы на единицу длины края обозначим через $P$ $(P = const)$.

Постепенным увеличением $P$ достигаем условий, при которых плоская форма равновесия сжатой пластинки становится неустойчивой и происходит изгиб пластинки. Соответствующее критическое значение сжимающей силы обозначим $P_{\text{кр}}$., которое и требуется определить. При $P = P_{\text{кр}}$, пластинка могла находится в двух смежных равновесных состояниях: 1) начальное плоское сжатое состояние, 2) состояние поперечного изгиба. Решение граничной задачи начального плоского сжатого состояния имеет вид:

$$T_{11} = -P, \qquad S_{12} = S_{21} = 0, \qquad L_{13} = L_{23} = 0 \tag{1}$$

Имея ввиду (1) можно получить следующую систему уравнений выпученного состояния пластинки:

$$\begin{gathered}
\nabla^2 w + \frac{\partial \Omega_2}{\partial x} - \frac{\partial \Omega_1}{\partial y} = -\frac{P}{D_*}\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \\
(1+\nu_m)\frac{\partial^2 \Omega_1}{\partial x^2} + \nu_m \frac{\partial^2 \Omega_2}{\partial x \partial y} + \frac{\partial^2 \Omega_1}{\partial y^2} + \frac{D_*}{D'}\left(\frac{\partial w}{\partial y} - \Omega_1\right) = 0 \\
\frac{\partial^2 \Omega_2}{\partial x^2} + \nu_m \frac{\partial^2 \Omega_1}{\partial x \partial y} + (1+\nu_m)\frac{\partial^2 \Omega_2}{\partial y^2} - \frac{D_*}{D'}\left(\frac{\partial w}{\partial x} + \Omega_2\right) = 0
\end{gathered} \tag{2}$$

где $w$ – функция прогиба пластинки, $\Omega_1$ и $\Omega_2$ – свободные повороты точек пластинки вокруг осей $x$ и $y$ соответственно.

К полученной системе уравнений (2) следует присоединить граничные условия свободного опирания:

$$\begin{aligned} &\text{при } x = 0, x = a\colon\ w = 0,\ \Omega_1 = 0,\ L_{12} = 0 \\ &\text{при } y = 0, y = b\colon\ w = 0,\ \Omega_2 = 0,\ L_{21} = 0 \end{aligned} \qquad (3)$$

Решение граничной задачи (2), (3) представим так

$$w = A sin\frac{m\pi x}{a} sin\frac{n\pi y}{b}, \qquad \Omega_1 = B sin\frac{m\pi x}{a} cos\frac{n\pi y}{b}, \qquad \Omega_2 = C cos\frac{m\pi x}{a} sin\frac{n\pi y}{b} \qquad (4)$$

которое тождественно удовлетворяет граничным условиям (3).

Подставляя (4) в систему уравнений (2), для определения постоянных $A, B, C$ приходим к алгебраической линейной однородной системе уравнений. Обращая определитель этой системы в нуль, для $P$ получим следующее выражение:

$$P = \frac{D'\pi^2}{b^2}\frac{(m^2 + s^2n^2)^2}{m^2\left[\frac{D'}{D_* b^2}\pi^2(m^2 + s^2n^2) + s^2\right]}, \qquad s = \frac{a}{b} \qquad (5)$$

Изучение этого выражения на минимум показывает, что минимум получится при $n = 1$. Действительно, формула (5) дает все значения $P$, соответствующие значениям $m = 1,2,3, \ldots$ , $n = 1,2,3, \ldots$, при которых становится возможным искривление вида (4). Из всей совокупности значений $P$ надо выбрать наименьшее; оно и будет критическим.

Рассматривая производную $P$ от $n$, получим $\frac{dP}{dn} > 0$, следовательно зависимость $P$ от $n$ представляет строго возрастающая функция, следовательно, наименьшее значение $P$ получается при $n = 1$, чему соответствует искривление в направлении стороны $b$ по одной полуволне синусоиды.

Далее нужно определить, при каком значении $m$ выражение для $P$, соответствующее данному отношению сторон $s$, будут наименьшим, и найти это наименьшее значение.

При $n = 1$ формула для $P$ принимает вид

$$P = \frac{D'\pi^2}{b^2}\frac{(m^2 + s^2)^2}{m^2\left[\frac{D'}{D_* b^2}\pi^2(m^2 + s^2) + s^2\right]} \qquad (6)$$

Рассмотрим производную $\frac{dP}{dm}$, приравнивая нулю в результате, для $m$ получим выражение

$$m = \frac{\sqrt{b^2 \mathrm{D}_* + \mathrm{D}'\pi^2}}{\sqrt{b^2 \mathrm{D}_* - \mathrm{D}'\pi^2}} s \qquad (7)$$

Так как $m$ принимает значения 1,2,3,. . . , а правая часть (7) мог быть в общем случае положительное действительное число, для определения $P_{\text{кр}}$ поступим следующим образом. Формулу (7) перепишем так:

$$P = k\,\frac{D'\pi^2}{b^2}, k = \frac{(m^2 + s^2)^2}{m^2\left[\frac{D'}{D_* b^2}\pi^2(m^2 + s^2) + s^2\right]}, \qquad m = 1,2,3, \ldots \qquad (8)$$

Здесь $k$ – числовой коэффициент, величина которого зависит от отношения $s = \frac{a}{b}$ и $m$.

На рис. 1 построены графики зависимости коэффициента $k$ от отношения сторон пластинки $s$ для разных значений $m$. Численные значения жесткостных характеристик изгибной деформации пластинки приведены в работе [3].

Жирной линией проведена огибающая этих кривых, которая определяет минимальные значения коэффициента $k$ в зависимости от отношения сторон $s$ и значения $m$.

На огибающей отмечены точки, в которых происходит смена числа полуволн синусоиды, образующихся вдоль оси $x$ при выпучивании пластинки. Они определяются как точки пересечения двух кривых, соответствующих двум смежным значениям

коэффициента $m$. Их можно определить в общем виде из сравнения коэффициентов $k$ согласно формуле (8) при числах полуволн $m$ и $m+1$:

$$\frac{(m^2+s^2)^2}{m^2\left((m^2+s^2)+k\,s^2\right)}=\frac{((m+1)^2+s^2)^2}{(m+1)^2\left(((m+1)^2+s^2)+k\,s^2\right)} \qquad (9)$$

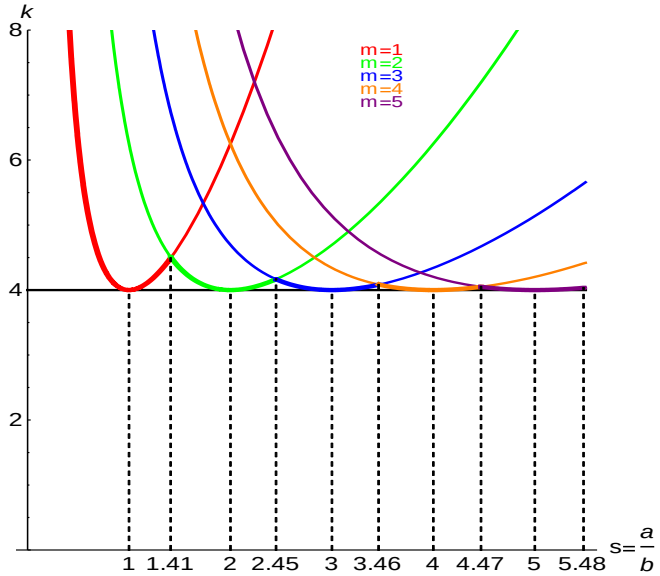



Рисунок 1 – Зависимость коэффициента $k$ от отношения

Из этого уравнения можно получить $s$. В частности, при $m=1$, получим $s=1{,}41$; при $m=2$, получим $s=2.45$; при $m=3$, получим $s=3.46$; $m=4$, получим $s=4.47$; при $m=5$, получим $s=5.48$ и т.д.

Таким образом, пластинки (лист графена), имеющие отношение сторон $s<1.41$, при потере устойчивости изгибаются вдоль оси $x$ по одной полуволне синусоиды. Если отношение сторон пластинки $1.41<s<2.45$, то пластинка при выпучивании образуют вдоль оси $x$ две полуволны синусоиды, если $2.45<s<3.46$, – три полуволны и т.д.

В итоге, для каждого $s=\frac{a}{b}$, имеем значение коэффициента $k$, а по формуле (8) определяется соответствующее значение для $P_{\text{кр}}$. Например, когда размеры листа графена имеют значения: $b=10$ нм, $a=20$ нм, получаем $P_{\text{кр}}=24.58$ Н/м. В таблице 1 даны значения коэффициента $k$ для некоторых отношений $s$ и указано соответствующее число полуволн $m$.

Таблица 1 – Значения коэффициента $\boldsymbol{k}$ при разных $\boldsymbol{s}$.

| $s$ | 0.5 | 1 | 1.41 | 2 | 2.5 | 3 | 3.46 | 4 | 4.47 | 5 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $k$ | **6.25** | **4** | **4.49** | **4** | **4.13** | **4** | **4.08** | **4** | **4.05** | **4** |
| $m$ | **1** | **1** | **1-2** | **2** | **3** | **3** | **3-4** | **4** | **4-5** | **5** |

Отметим, что подобным образом на основе моментно-мембранной теории упругих пластин можно рассматривать и другие прикладные задачи устойчивости листа графена.

***Работа выполнена при финансовой поддержке ГКН МОН РА в рамках научного проекта № SCS 21T-2C093.***

ЛИТЕРАТУРА

[1] Саркисян С. О. Модель тонких оболочек в моментной теории упругости с деформационной концепцией «сдвиг плюс поворот» //Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23. N 4. С. 13-19. DOI: 10.24411/1683-805X-2020-14002

[2] Саркисян С. О. Вариационные принципы моментно-мембранной теории оболочек // Вестник Московского университета. Серия 1: Математика. Механика. 2022. N 1. С. 38-47.

[3] Саркисян С. О. Стержневая и континуально-моментная модели деформаций двумерных наноматериалов// Физическая мезомеханика. 2022. Т.25. N 2. С. 109-121.

# ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ Nb- И Mo-КОМПОЗИТОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ И ЖАРОСТОЙКИМИ (Cr–C)-ПОКРЫТИЯМИ ПОВЕРХНОСТИ

**Коржов В.П., Кийко В.М., Желтякова И.С.**
*Институт физики твёрдого тела, г. Черноголовка, РФ,*
*korzhov@issp.ac.ru*

Жаростойкость конструкционных материалов традиционно достигалась их легированием элементами, образующими на поверхности изделий устойчивые защитные барьеры-покрытия. Эффективными принято считать покрытия из силицидов сплав-образующих тугоплавких металлов Nb и Mo, применяемых для защиты от окисления тех же Nb- и Mo-сплавов. Наши исследования более раннего периода относились к получению жаропрочных композитов с многослойными структурами, в том числе, композитов из этих сплавов. В этой работе мы продолжили исследования получения жаростойких покрытий на многослойных Nb/Al- и Mo/Al-композитах и первыми были электрохимические Cr-покрытия с карбидными частицами композит-образующих элементов. В настоящей работе объектами жаростойких покрытий будут жаропрочные многослойные композиты со структурами тонких Nb- или Mo-слоёв, чередующихся с ещё более тонкими, упрочняющими композиты, слоями интерметаллических соединений $Nb_3Al$ и $Mo_3Al$ соответственно.

Композиты получали по твердофазной технологии с применением диффузионной сварки многослойных пакетов под давлением 8,5 МПа при 1300°С в течение 15 мин. Пакеты размерами ~40 × 55 мм2 и толщиной t ~ 5 мм (рис. 1) собирали из Mo- или Nb-фольг толщиной 40–50 мкм и Al-фольг толщиной 9 мкм. Режим сварки пакетов: давление – 8,5 МПа, температура – 1300°С, время – 15 мин.

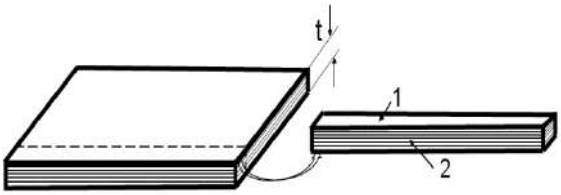



Рисунок 1 – Многослойный пакет из Nb- или Mo-фольг и вырезанный стержень квадратного сечения (t – толщина пакета, 1 и 2 – верхняя и боковая поверхности стержня)

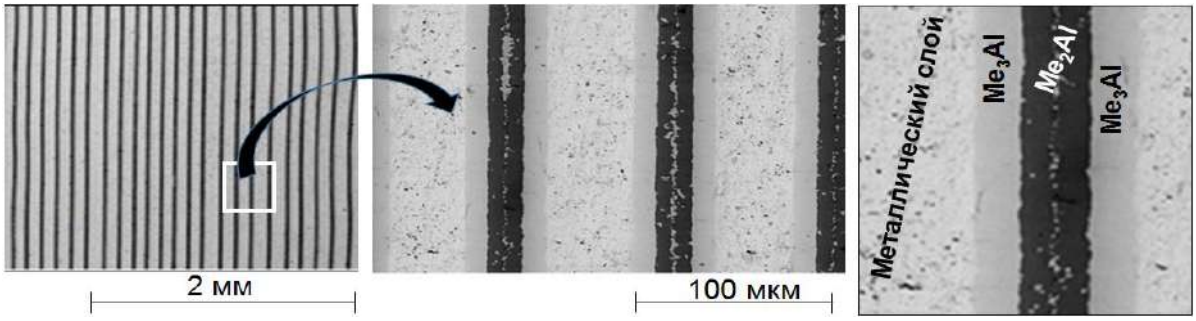


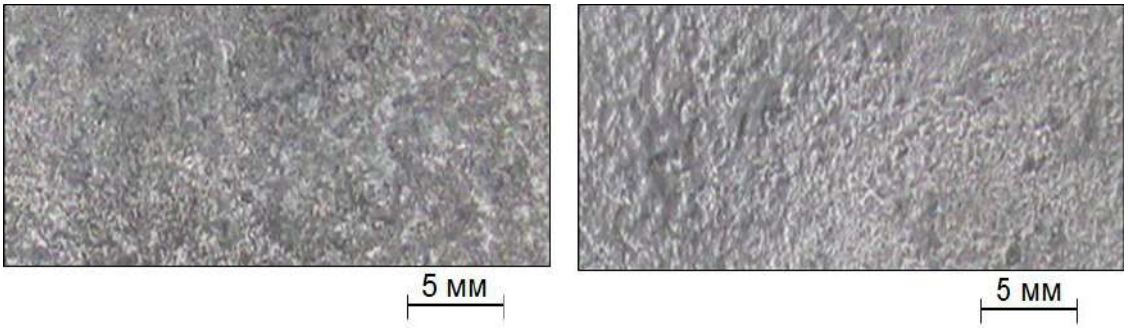

Рисунок 2 – Многослойная структура плоских композитов при малом и большом увеличениях после сварки при 1300°С под давлением: Me – Mo или Nb

После сварки многослойные структуры пакетов состояли из металлических слоёв и 3-слойных диффузионных зон $Me_3Al/Me_2Al/Me_3Al$, где: Me – Mo или Nb (рис. 2). Сварка в течение 15-ти минут формировала в композите 3-слойные диффузионные зоны из двух слоёв интерметаллида $Me_3Al$ и одного слоя $Me_2Al$. После более продолжительной сварки или вследствие нагрева композита до более высоких

температур 3-слойные зоны трансформировались в слои из соединения $Me_3Al$ (Me – Nb или Mo) с температурами плавления более 2000°С.

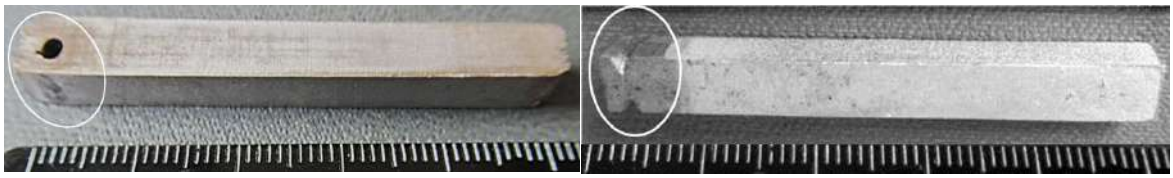
Так как при сварке пакеты отделялись от пуансонов прокладками из термо расширенного графита (ТРГ), то поверхности пакетов покрывались тонкими карбидными слоями NbC или MoC (рис. 3), имевших характерный рельеф.

Стержни квадратного сечения нарезали из плоских многослойных композитов толщиной 5 мм (см. рис. 1). Подготовленные для нанесения жаростойких покрытий большие поверхности Mo/Al- и Nb/Al-стержней квадратного сечения показаны на рис. 4.



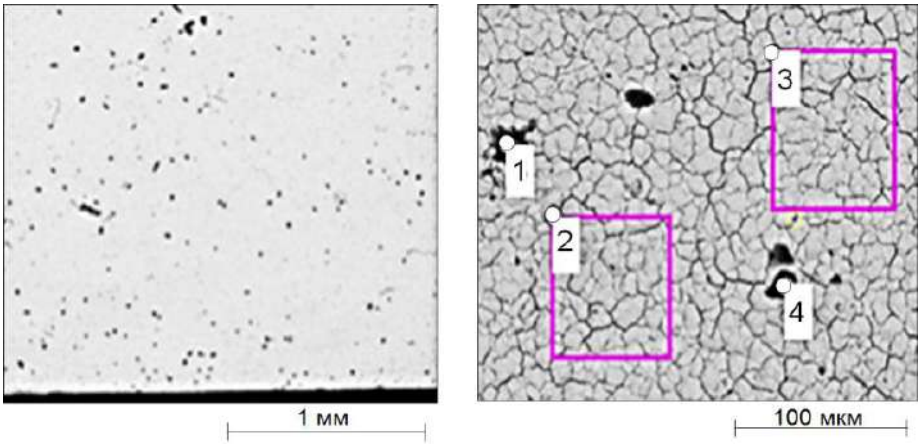

а б

Рисунок 3 – Микроструктура поверхности композитов Nb/Al (а) и Mo/Al (б) с покрытиями NbC и MoC после сварки при 1300°С в течение 30 мин под давлением ~1 МПа



а б

Рисунок 4 – Mo/Al-(а) и Nb/Al-стержни (б), подготовленные к нанесению покрытий




а б

Рисунок 5 – Макро- и микроструктура Cr–нано алмазного покрытия на Mo-грани Mo/Al-композитного стержня при малом (а) и большом (б) увеличениях: 1 и 4 – включения с Cr, 2 и 3 – площадки РС-анализа

При подготовке стержней к нанесению покрытий выбирался способ подключения их в электрическую цепь, для чего в торцах стержней проделывали сквозное отверстие или паз (рис. 4, а и б).

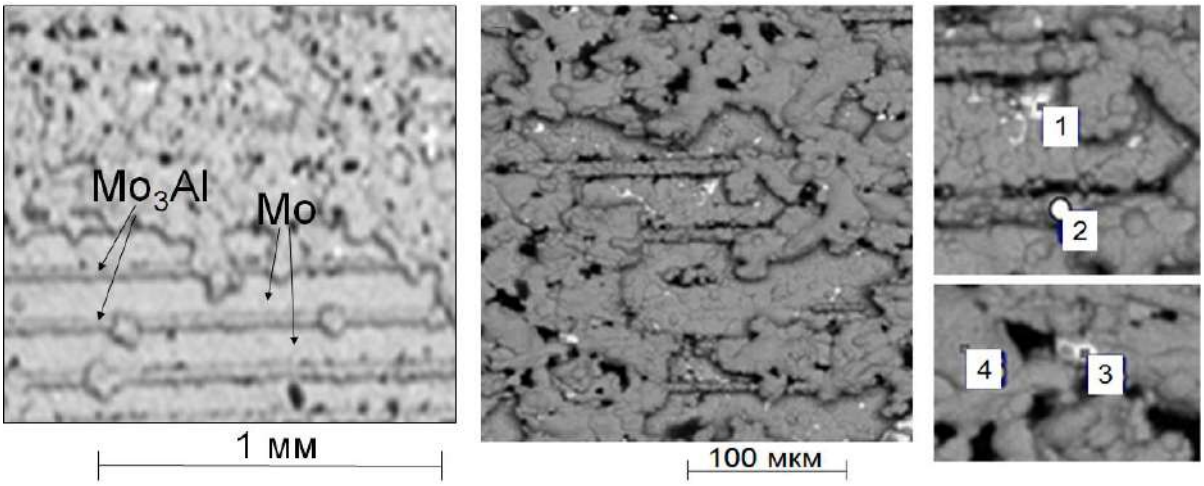
Анализ показал, что покрытие состояло на 97 ат. % из хрома, остальное – кислород (рис. 5, б; 2 и 3). Тёмные включения имели состав тоже с преобладаем хрома: 25,8–68,3 Cr, 3,6–4,5 Al; 2,6–7,4 Si и 14,4–45,1 ат. % $O_2$. Молибден, как металл

подложки, не обнаруживался ни в одном из спектров даже на уровне сотых долей процента. Это положительно характеризовало покрытие.

Обратимся к покрытиям на одной из двух граней Mo-стержня с многослойными структурами Mo/$Mo_3Al$/Mo/…/Mo, ортогональных рассмотренным поверхностям.

На рис. 6, а, кроме поверхности с Cr-покрытием, присутствовали кажущиеся непокрытыми участки Mo-фольг, хотя соседние с ними торцы из химического соединения $Mo_3Al$ явно смотрятся несущими на себе защитные покрытия. До их нанесения поверхность состояла из чередовавшихся тонких Mo- и ещё более тонких $Mo_3Al$-слоёв. На рисунке они, хоть и обозначены, как $Mo_3Al$, но, в отличие от Mo-слоя, явно содержали на себе хромовое покрытие. Как и должно быть, они были заметно тоньше Mo-слоёв потому, что толщина Al-слоя, из которых они образовались, была больше 9 мкм – исходной толщины Al-фольг.

При большом увеличении микроструктура покрытия показана на рис. 6, б. Как было уже замечено, покрытие на слоистой поверхности стержня могло быть остаться ешё не полностью завершенным, так как нередко обнаруживались светлые точечные вкрапления, которые могли «свидетельствовать» о присутствие молибдена (см. анализы 1 и 3). Хорошо видны покрытия на торцах слоёв интерметаллического соединения $Mo_3Al$. Это – анализ 2.




а б в

Рисунок 6 – Макро- и микроструктуры Cr–нано алмазного покрытия на многослойной грани Mo/Al-стержня при малом (а) и большом (б, в) увеличениях:1, 2, 3 и 4 – «точки» локального РС-анализа

Численные результаты анализа (см. рис. 6, в) показали, что молибден лишь локально присутствовал в светлых точечных образованиях 1 и 3: до 61 ат. %, остальное – Cr, Al и $O_2$. Средние концентрации элементов по спектрам 2 (на слое Mo3Al) и 4 (на Mo-слое) были на 100% из хрома и кислорода – 98,3 Cr; 1,6 $O_2$; 0,07 Mo и 0,03 ат. % Al.

# РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЯ НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ Nb- И Mo-КОМПОЗИТОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ И (Cr–C)-ПОКРЫТИЯМИ

**Петков В.П.[1], Коржов В.П.[2], Кийко В.М.[2], Желтякова И.С.[2]**
*[1]Институт металловедения, оборудования и технологий с гидро- и аэродинамическим центром Болгарской АН, 1574 София, Болгария*
*[2]Институт физики твёрдого тела, г. Черноголовка, РФ,*
*korzhov@issp.ac.ru*

Хромовые электролитические покрытия на металлах известны своей надёжностью, но введение в них алмазоподобных наноразмерных частиц должно ещё больше повысить их жаростойкость и увеличить температурный порог работы. Электрохимический метод нанесения покрытия из хрома с нано-алмазными частицами сначала отрабатывали, используя немногослойные Nb- и Mo-стержни квадратного сечения. Катодом был сам композит, анодом – свинцовый сплав специального состава.

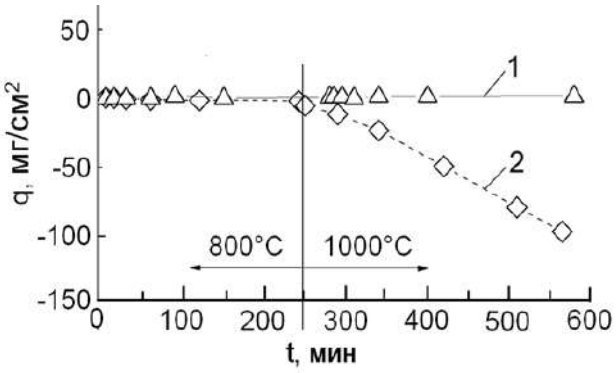
Стержни перед покрытием слегка шлифовали, обрабатывали в органическом растворителе и затем в кислотно-щелочном растворе, подвешивали к катоду и погружали в электролит. Предварительная химическая обработка поверхности стержней способствовала формированию прочных и плотных покрытий.

Перед травлением покрываемые поверхности Nb- и Mo-стержней обрабатывали 30%-раствором перекиси водорода со специальной кислотно-щелочной добавкой. Для травления стержней использовали смесь трёх кислот $HNO_3$, HF и $H_3PO_4$. Готовили два электролита. Первый из них был стандартным для хрома с отношением хромового ангидрида и серной кислоты 100:1. Его химический состав: $CrO_3$ – 250 г/л и $H_2SO_4$ – 2,5 г/л. Параметры нанесения покрытия: плотность тока – от 45 до 55 А/дм$^2$, время – от 45 до 55 мин, температура – в интервале от 50–55°С. Второй электролит содержал нано алмазные частицы, полученные детонационным синтезом. Электролит готовили в виде водной суспензии с концентрацией нано-частиц ~10%. После активации в ультразвуковой ванне суспензию переливали в стандартный электролит для хромирования. Стержни подвешивали на катод и замыкали электрическую цепь осаждения хрома.

Испытания на жаростойкость композитов с интерметаллическим упрочнением и электролитическими покрытиями проводили в воздушной атмосфере печи с нагревателями из сплава Fe–Cr–Al. Удельную характеристику жаростойкости q рассчитывали после каждого опыта по формуле: $q = (m_1 - m_2)/S$, где: $m_1$ и $m_2$ – массы композитов с покрытием, соответственно, после и до опытов, S – площадь поверхности образца до испытаний. Массу определяли взвешиванием. Жаростойкость определяли по ранее разработанной методике, используя один образец при нараставшем времени его выдержки в воздушной атмосфере печи. Экспериментальная точка на графиках соответствовала одному циклу нагрева и следовавшему за ним охлаждению.

Результаты испытаний на жаростойкость Mo/Al- и Nb/Al-композитов стержневой конфигурации с покрытиями представлены на рис. 1. Взаимодействие молибдена с атмосферой в печи происходило с образованием летучих соединений, а возникавшая при испытаниях на поверхности стержня окалина удалялась самопроизвольно. При 800°С Mo/Al-композит с покрытием «простоял» весь отведенный ему период времени, не изменяя веса. Но, при 1000°С он стал терять вес уже с первых минут нагрева (см. рис. 1, кривая 2), что в конечном итоге привело к «выгоранию» самого стержня, но не его покрытия, как будет показано далее.

Значительно лучше прошёл испытания Nb/Al-стержень с покрытием. Результаты его испытаний на жаростойкость показаны на том же рисунке и представляли собой прямую линию 1 (см. рис. 1). Заметим, что взвешивание стержней проводили без окалины, удалявшейся после каждого испытания. Если же зависимость q(t) – горизонтальная, то нет и окалины, так как не было взаимодействия испытуемого образца с атмосферой (1).



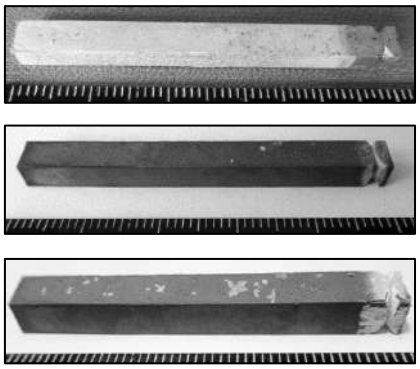



Рисунок 1 – Удельные изменения массы многослойных Nb/Al- (1) и Mo/Al-стержней (2) с хром-нано алмазными покрытиями в зависимости от времени их выдержки на воздухе при 800°C, 4 ч и при 1000°C, 6 ч

Рисунок 2 – Композит Nb/Al: до испытаний (верхний рисунок), после нагрева в течение 90 мин на воздухе при 800°C (средний рисунок) и при 800°C, 280 мин + 1000°C, 300 мин (нижний рисунок)

Испытания композитов на жаростойкость проводили в воздушной атмосфере печи с нагревателями из сплава Fe–Cr–Al. Удельную характеристику жаростойкости q рассчитывали, как $q = (m_2 - m_1)/S$, где: $m_1$ и $m_2$ – массы композитов с покрытием до и после опытов, S – площадь поверхности образца до испытаний. Массу определяли взвешиванием, жаростойкость – используя один образец при нараставшем времени его выдержки в воздушной атмосфере печи. На графиках экспериментальная точка соответствовала одному циклу из нагрева и, следовавшему за ним, охлаждения.

Результаты испытаний на жаростойкость Nb/Al- и Mo/Al -композитов стержневой конфигурации с покрытиями представлены на рис. 2. Так как взаимодействие молибдена с атмосферой в печи происходило с образованием летучих соединений, то возникавшая при испытаниях на поверхности стержня окалина удалялась самопроизвольно. При 800°C Mo/Al-композит с покрытием простоял весь отведенный ему период времени, не изменяя веса. Но, при 1000°C он стал терять вес с первых минут нагрева (см. рис. 2, кривая 2), что в конечном итоге привело к «выгоранию» самого композитного стержня, но, как будет показано далее, не покрытия.

Значительно лучше прошёл испытания Nb/Al-стержень с покрытием. Результаты его испытаний на жаростойкость показаны на том же рисунке и представляют собой прямую линию 1 (см. рис. 1). Заметим, что взвешивание стержней проводили без окалины, удалявшейся после каждого испытания. Если же зависимость q(t) была горизонтальная, то не было и окалины, как и взаимодействия испытуемого образца с атмосферой (прямая 1).

Изменение внешнего вида Nb/Al- и Mo/Al-композитов в процессе испытаний показаны соответственно на рис. 2 и 3. Видно, что $Nb/Nb_3Al$- стержень со слоистой структурой из Nb- и $Nb_3Al$-слоёв, покрытый жаростойким Cr-нано алмазным покрытием, удовлетворительно прошёл испытания на жаростойкость. Суммарное время испытаний составило 10 ч, из которых 6 ч пришлись на температуру 1000°C.

Показано (рис. 2), что Nb/Al-стержень после испытаний пребыванием при 1000°C полностью сохранил свою геометрическую форму. В том числе, никак не нарушилась и его концевая выемка, проделанная под провод для подключения стержня в электрическую цепь нанесения покрытия. Изменился, став тёмным, только его цвет. После 800°C оно стало полностью чёрного цвета, а после 1000°C на нём проявились светлые пятна (нижний рис. 2).

Объяснение требуется в отношение покрытия на композите Mo/Al (см. рис. 3). Вначале можно было согласиться, что эрозия покрытия, а вместе с ним и самого стержня, при 1000°C была следствием самого покрытия. Но поэтапный критический осмотр Mo/Al-композита показал, что его эрозия началась и продолжилась от левого торца, имевшего «под электропровод», в отличие от Nb/Al-композита, технологическое отверстие вместо торцевой выемки (рис. 3, а, б и в). Есть установленный и

доказательный факт, что именно из-за отверстия левый торец стержня имел плохое покрытие. Кроме того, не исключается, что стенки отверстия совсем не имели защитного покрытия. Обращает на себя внимание то, что правый торец Mo/Al-стержня оставался целым в процессе всего времени испытания (см. рис. 3, г). Отсюда, сделали наиболее вероятный вывод, что, не будь отверстия, многослойный Mo/Al-стержень прошёл бы испытания нагревом на воздухе не хуже, чем многослойный Nb-стержень.

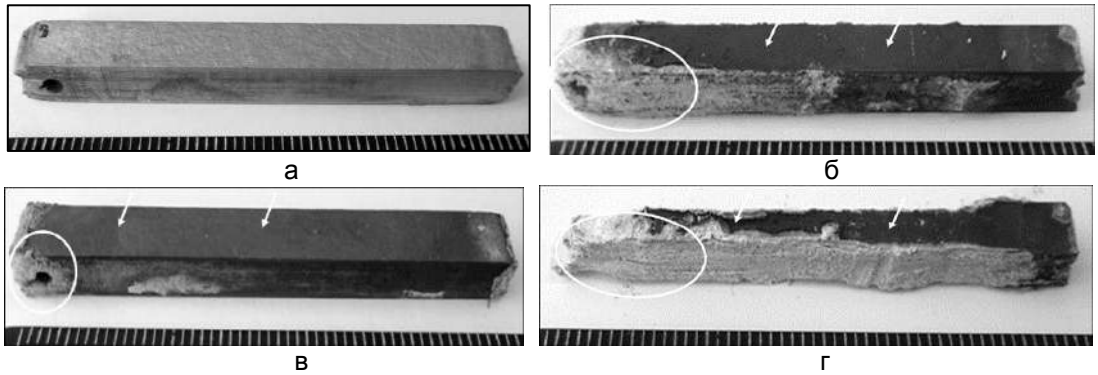



Рисунок 3 – Композит Mo/Al до испытаний (*а*), после нагрева на воздухе 800°С в течение 60 мин (*б*), 800°С, 242 мин + 1000°С, 30 мин (*в*) и 800°С, 242 мин + 1000°С, 60 мин (*г*). Стрелками показано защитное покрытие, нетронутое коррозией

Прослеживается последовательность событий, показывающая, что коррозия Mo-композита началась от его левого торца с отверстием. Но, если началось разрушение самого композита, то оно уже не остановится даже, если композит имеет на всех своих шести поверхностях надёжные защитные покрытия. В конкретном итоге покрытие, потеряв опору, начало саморазрушаться.

Такое поведение мы наблюдали при испытании Mo/Al-композита. На рис. 3, б видно, что его коррозия началась от левого торца с отверстием, внутри которого , по всей вероятности, покрытие было некачественным или совсем отсутствовало. Поэтому коррозия получила возможность распространиться по всему композиту внутри покрытия. По мере выгорания внутренних слоёв наружные боковые покрытия композита ломались, теряя свою опору-подложку.

Поверхность черного цвета на рис. 3, г – это оставшееся после испытаний защитное покрытие на ещё уцелевшем верхнем Mo-слое. Боковые слои защитного покрытия, в течение некоторого времени бывшие на многослойных поверхностях $Mo/Mo_3Al$, но потерявшие в течение испытаний опору, поломались и рассыпались.

# МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЫБОРА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

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

В качестве альтернативы технологиям нанесения покрытий из сплавов на медной основе в узлах триботехнического назначения, работающих при давлениях до 30 МПа, в ОИМ НАН Беларуси разрабатывается технология нанесения композиций на основе алюминиевых сплавов на стальные изделия методом многослойной индукционной наплавки в поле центробежных сил [1–3], которая должна обеспечивать повышение структурных и физико-механических свойств наносимых покрытий из алюминиевых сплавов на рабочие поверхности деталей узлов трения различных машин и механизмов, а также повышение конструкционной прочности, надежности, долговечности и ресурса работы биметаллических деталей.

Для обоснованного выбора технологических режимов многослойной центробежной индукционной наплавки на основе алюминиевых сплавов, обеспечивающих минимальную величину интенсивности изнашивания рабочих поверхностей наплавленного покрытия, а также сокращения продолжительности и объема испытаний были использованы методы математического планирования эксперимента [4–5]. Это позволит обеспечить заданные характеристики и качества деталей наиболее производительным путем при минимальных затратах.

В качестве материала для нанесения покрытия использовали алюминиево-кремниевый сплав АК12 (ГОСТ 1583-93). Это сплав имеет повышенный уровень литейных и механических свойств, а также обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью при температурах до 200 °С.

Многослойная индукционная центробежная наплавка осуществлялась на оборудовании, включающем генератор токов высокой частоты (ТВЧ) типа ЛПЗ-2-67М, мощностью 60 кВт, частотой 66 кГц, рамочный индуктор, программный регулятор ТРМ 151 (ООО «Овен»), инфракрасный пирометр TemPro-2200 и установку центробежной индукционной наплавки (конструкции ОИМ НАН Беларуси) с регулируемой частотой вращения до 3000 мин$^{-1}$.

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 ($p$) 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 ($f$), массовый износ $\Delta m$, интенсивность изнашивания $I_q$ ($I_q = \Delta m/L$, где $L$ – суммарный путь трения), а также суммарный линейный износ пары трения. Потеря массы $\Delta m$ образцов определялась путем взвешивания на аналитических весах ВЛР-200.

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

$$y = b_0 + \sum_{1 \le i \le k} b_i x_i + \sum_{1 \le i \le l \le k} b_{il} x_i x_l + \sum_{1 \le i \le k} b_{ii} x_i^2 ,$$

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

Основное влияние на интенсивность изнашивания 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 нагрева детали °С; $t$ – время изотермической выдержки, с. В качестве параметра оптимизации приняли величину интенсивности изнашивания детали $I_q$, мг/м. На основе априорной информации были выбраны уровни и интервалы варьирования факторов (таблица 1).

Таблица 1 – Уровни и интервалы варьирования факторов

| Факторы (параметры) | Обозначение | Интервалы варьирования | Уровни факторов | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | основной 0 | верхний +1 | нижний –1 |
| Частота вращения детали $n$, об/мин | $x_1$ | 150 | 1700 | 1850 | 1550 |
| Температура нагрева детали $T$, °С | $x_2$ | 25 | 760 | 785 | 735 |
| Время изотермической выдержки $t$, с | $x_3$ | 60 | 300 | 360 | 240 |

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 интенсивности изнашивания покрытия.

По данным опытов, проведенных согласно матрице планирования, получена модель, характеризующая зависимость величины интенсивности изнашивания детали Iq, от исследуемых факторов процесса и представляет собой полином второй степени:

$$I_q \cdot 10^{-4} = 0{,}15 - 0{,}1444 \cdot x_1 - 0{,}1579 \cdot x_2 + 0{,}1805 \cdot x_1^2 + 0{,}3645 \cdot x_2^2 + 0{,}1448 \cdot x_3^2. \quad (1)$$

Для удобства интерпретации полученных результатов и использования уравнения (1) для практических расчетов необходимо перейти от кодированных значений ($x_1$, $x_2$, $x_3$) факторов к натуральным значениям ($n$, $T$, $t$). Для этого использовали следующие формулы:

$$x_1 = \frac{n - n_0}{\Delta n}; \quad x_2 = \frac{T - T_0}{\Delta T}; \quad x_3 = \frac{t - t_0}{\Delta t},$$

где $n_0$, $T_0$, $\tau_0$ – натуральные значения факторов на основных уровнях; $\Delta n$, $\Delta T$, $\Delta \tau$ – значения интервалов варьирования.

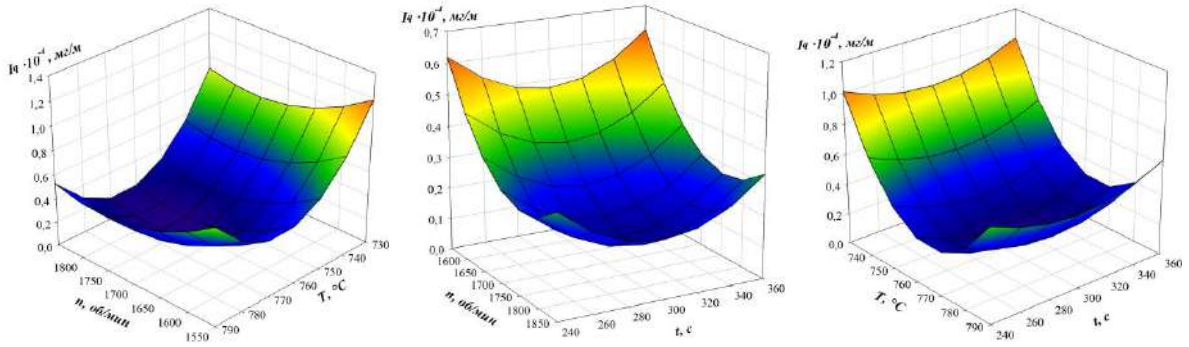
$$x_1 = \frac{n - 1700}{150}; \quad x_2 = \frac{T - 760}{25}; \quad x_3 = \frac{t - 300}{60}.$$

С учетом перехода к натуральным значениям факторов уравнение регрессии (1) примет вид:

$$I_q \cdot 10^{-4} = 370{,}2349 - 0{,}0282 \cdot n - 0{,}8927 \cdot T - 0{,}0241 \cdot t + \\ + 0{,}08 \cdot 10^{-4} \cdot n^2 + 5{,}832 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 + 0{,}402 \cdot 10^{-4} \cdot t^2. \quad (2)$$

Уравнение регрессии (2) можно использовать для выбора технологических режимов центробежной индукционной наплавки, обеспечивающих минимальную величину интенсивности изнашивания детали Iq, в зависимости от исследуемых факторов (n, T, t).

На рисунке 1 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.




а) б) в)

Рисунок 1 – Зависимость интенсивности изнашивания $I_q$ : а) от частоты вращения детали *n* и температуры нагрева детали*T* (*t* = 300 с); б) от частоты вращения детали *n* и времени изотермической выдержки *t* (*T* = 760 °С); в) от температуры нагрева детали *T* и времени изотермической выдержки *t* (*n*= 1700 об/мин)

Как видно из рисунка 1, изменение температуры нагрева детали *T* влечет за собой изменения интенсивности изнашивания в большей степени, чем изменение частоты вращения детали *n*, или времени изотермической выдержки *t*. Из рисунка 1 а,б видно, что минимальная интенсивность изнашивания $I_q$ = 0,117–0,133·$10^{-4}$ мг/м, обеспечивается при частоте вращения детали *n* = 1750–1800 об/мин, температуре нагрева детали *T* = 760–770 °С, и времени изотермической выдержки *t* = 300 с.

На основании результатов расчетно-экспериментального моделирования авторами показано, что для получения оптимальной интенсивности изнашивания материала покрытия на основе алюминиевого сплава, параметры процесса центробежной индукционной наплавки должны быть следующие: частота вращения детали *n* = 1700–1800 об/мин, температура детали при изотермической выдержке *T* = 760–780 °С, время изотермической выдержки *t* = 300–340 с.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Технологические процессы и оборудование для нанесения покрытий центробежным методом с использованием двухступенчатого индукционного нагрева / И.А. Сосновский [и др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: А.А. Дюжев [и др.]. – Минск, 2012. – Вып. 1. – С. 401–405.

2. Влияние олова в материале подслоя на структуру Al-Si сплава, наплавляемого центробежно индукционным методом / А.И. Комаров [и др.] // Механика машин, механизмов и материалов. – 2019. – № 3 (48). – С. 77–84.

3. 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 (председатель) [и др.]. – Минск, 2019. – Вып. 8. – С. 320–324.

4. Адлер, Ю.П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю.П. Адлер, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский. – М.: Наука, 1976. – 280 с.

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

# ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УДАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ГРАДА С ПЛАСТИНОЙ ИЗ ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

**Соколова Т.А., Мартиросов М.И., Хомченко А.В.**
*ПАО «Яковлев», г. Москва, Российская Федерация,*
*tatiana6277@gmail.com*

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) широко применяются в различных отраслях современной техники. Из ПКМ, в частности, могут изготавливаться силовые элементы авиаконструкций.

В настоящее время в нашей стране и за рубежом экспериментально и теоретически наряду с достоинствами ПКМ (малая плотность, высокая удельная прочность и жесткость, высокая износостойкость, сопротивление усталости, малый коэффициент температурного расширения, стойкость к химическим агрессивным средам, демпфирующая способность, высокая интегрированность и т.д.) подтверждены и некоторые их особенности отрицательного характера:

- повышенное (по сравнению с традиционными металлическими конструкционными материалами) рассеивание механических характеристик;
- значительное влияние на прочностные и упругие характеристики факторов окружающей среды (прежде всего влажности и температуры);
- повышенная чувствительность к технологическим и производственным отклонениям при изготовлении и сборочно-монтажных работах;
- появление повреждений (дефектов) при эксплуатации (например, под действием нагрузок ударного или импульсного характера);
- высокая чувствительность к концентраторам напряжений;
- многообразие форм разрушения;
- деградация механических характеристик со временем (старение);
- трудности соединения деталей из ПКМ между собой, а также с металлическими элементами, например, авиаконструкций.

В авиационной промышленности, где ПКМ используются в значительных объемах (несмотря на имеющиеся недостатки), прочность элементов конструкций должна быть обеспечена, в том числе, и в случае воздействия дискретных источников. В результате воздействия дискретного источника на элемент конструкции из ПКМ в нём могут возникать повреждения, которые снижают его прочностные и жёсткостные свойства.

Под повреждением понимается отклонение изделия от нормы, вызванное производством или эксплуатацией. Для доказательства прочности конструкций из ПКМ принято разделять повреждения на пять категорий в зависимости от требуемого уровня сохранения остаточной прочности, контролепригодности, интервала между осмотрами, условий появления повреждения и др.

Категория 1. Повреждения с вероятностью обнаружения не менее 90% с уровнем доверия 95%. К данной категории относятся допустимые повреждения, вызванные производством и эксплуатацией конструкций из ПКМ.

Категория 2. Повреждения, которые можно обнаружить с вероятностью не менее 95% при плановых или целевых осмотрах, проводимых через установленные интервалы времени.

Категория 3. Повреждения, которые может надежно обнаружить в пределах нескольких полётов технический персонал, не обладающий специальными навыками контроля изделий из ПКМ.

Категория 4. Повреждения от дискретного источника при известном полётном событии, которые приводят к ограничению в пилотировании для завершения полёта.

Категория 5. Серьёзные повреждения, вызванные аномальными наземными или полётными явлениями, которые не входят в расчётные критерии или процедуры обоснования прочности конструкции.

В работе рассматривается пластина прямоугольной формы конечных размеров из ПКМ под действием нагрузки ударного характера [1-2]. Количество монослоёв пластины и формат укладки варьируются. Все рассматриваемые укладки симметричные, смешанные и сбалансированные с типовыми углами ±45º, 0º, 90º. Материалы монослоя – препреги на основе углелент и углетканей (Hex Ply M21/34%/UD194/IMA-12K, Hex Ply M21/40%/285T2/AS4C, Cycom 970-38%-3KT650-P-193-1520W-T6, ACM 102-C200T). Такие материалы используются для изготовления деталей авиационных конструкций по автоклавной технологии. Физико-механические характеристики монослоев считаются заданными, получены экспериментально производителем материалов и соответствуют режиму испытаний RTD (Root Temperature Dry) – испытания при комнатной температуре и влажности в состоянии поставки (состояние, в котором находятся образцы сразу после изготовления, содержание влаги в них не превышает 10% от максимального влагонасыщения при относительной влажности 85%).

Конечно-элементная модель (КЭМ) пластины из ПКМ выполнена послойно из конечных элементов (КЭ) типа «TSHELL», задача решается в явной постановке путём прямого интегрирования уравнений движения с использованием центрально-разностной схемы в программном комплексе LS-DYNA (Lawrence Livermore National Laboratory).

В качестве нагрузки рассматривается ударное воздействие града шарообразной формы [3-10]. Град состоит из сферических слоев и значительно прочнее однородной ледяной сферы. Однако в данной работе в качестве модели материала града используется однородный упругопластический материал с линейным упрочнением и пределом текучести, зависящим от скорости деформации. Плотность $\rho$ = 900 *кг/см*$^3$, коэффициент Пуассона $\mu$ = 0,33, модуль Юнга $E$ = 9380 *МПа*. Критерий разрушения в модели материала града соответствует достижению критического значения эквивалентных пластических деформаций.

Рассматриваются градины диаметра $D$ = 40…60 *мм*. Скорость соударения варьируется в диапазоне $V$ = 40…200 *м/с*. Угол соударения $\alpha$ = 30…90º ($\alpha$ – угол между вектором скорости и поверхностью пластины). В работе рассматривается попадание, как одиночного града, так и множественного в различные точки пластины, в том числе повторное попадание в одну точку. В этом случае используется гидродинамическая модель взаимодействия: рассматривается метод сглаженных частиц SPH (smoothed particle hydrodynamics), относящийся к бессеточным методам. Данный метод не использует сетку КЭ, а делит материал на дискретные частицы и равномерно распределяет массу материала между ними. Как и в методе Лагранжа, координаты частицы движутся вместе с материалом. Основным параметром частицы является так называемая длина сглаживания – расстояние, на котором ее свойства сглаживаются функцией ядра. Таким образом, значение любой физической величины любой частицы может быть получено путем суммирования соответствующих величин всех частиц, которые находятся в пределах двух сглаженных длин. Как и метод Эйлера, SPH достаточно точно описывает поведение материала в случае больших деформаций.

Кроме того, при численной реализации взаимодействие композитной пластины и града с помощью программного комплекса LS-DYNA осуществляется с помощью контакта «NODES_TO_ SURFACE» и решается методом штрафа. В качестве модели материала града рассматривается упругопластическая модель «MAT_PLASTICITY_COMPRESSION_TENSION_EOS». Для описания поведения материала монослоёв пластины используется модель материала «LAMINATED_COMPOSITE_FABRIC».

В результате решения получены: поля перемещений, напряжений и деформаций в слоях элементов пластины, изменение контактной силы в точках соударения, изменение скорости и кинетической энергии града для различных моментов времени. Определяются максимальные индексы разрушения и минимальные коэффициенты запаса прочности пластины по следующим критериям

разрушения для ПКМ: Tsai-Wu, Tsai-Hill, Hoffman, Norris, Norris-Mckinnon, Fischer, Puppo-Evensen, Hashin, Chang-Chang, Puck, LaRC (Langley Research Center) [11-12].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Соколова, Т.А. Численное исследование деформирования элементов авиационных конструкций из полимерных композитов при динамических воздействиях / Т. А. Соколова, М. И. Мартиросов, А. В. Хомченко // Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред: материалы XXIX Международного симпозиума им. А. Г. Горшкова. М., МАИ, 2023. Т. 1. С. 188–190.

2. Соколова, Т. А. Исследование воздействия града на пластину из полимерного композиционного материала/ Т.А. Соколова, М.И. Мартиросов, А.В. Хомченко // Инновационное развитие транспортного и строительного комплексов: материалы Международной научно-практической конференции. Гомель, БелГУТ, 2023. Ч.2. С. 150-152.

3. Liu, P. F. Failure analysis of carbon fiber/epoxy composite cylindrical laminates using explicit finite element method/ P. F. Liu, L. J. Xing, J. Y. Zheng // Composites. Part B, V. 56. 2014. P. 54-61.

4. Fasnella, E. L. Test and Analysis Correlation of High Speed Impacts of Ice Cylinfers/ E. L. Fasnella, R. L Boinot // 9th International LD-DYNA Users Conference.

5. Schulson, E. M. Brittle Failure of Ice/ E. M. Schulson // Engineering Fracture Mechanics. 68. 2001. P. 1839-1887.

6. Gurther, A. Experimental and Numerical Investigation of Ice-Structure Interaction/ A. Gurther //Doctoral Thesis, Norwegian University of Science and Technology, No. 2009:26.

7. Petrovic, J. J. Review Mechanical properties of ice and snow/ Journal of materials science/ N38. 2003. P. 1-6.

8. Hyonny Kimand Modeling Hail Ice Impacts and Predicting Impact Damage Initiation in Composite Structures/ Hyonny Kimand, Keith T. Kedward // American Institute of Aeronautics and Astronautics Journal. №38 (7). 2000. P. 1278-1288.

9. Monaghan, J. J. Shock Simulation by the Particle Method of SPH/ J. J. Monaghan, R. A Gingold // Journal of Computational Physics. N.52, 1983. P. 74-381.

10. Ле, В.Т. Численное моделирование ударных повреждений льдом композитных панелей самолета/ Вьет Туан Ле // Вестник Московского авиационного института. Т. 30, № 4. 2023. С. 120–129.

11. Гриневич, Д. В. Критерии разрушения полимерных композиционных материалов (обзор)/ Д. В. Гриневич, Н. О. Яковлев, А. В. Славин //Труды ВИАМ, 2019. № 7. С. 92-111.

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

# СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ПОКРЫТИЙ W–Mo–Cu–Ni–Ag, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ

**Романов Д.А., Семин А.П., Филяков А.Д.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*
*romanov_da@physics.sibsiu.ru*

На поверхности медного сплава получены покрытия в различных режимах электровзрывной обработки с маркировкой X1, X2, Y1 и Y2. Детали и режимы обработки на настоящий момент не предаются огласке для обеспечения требований сохранности научной информации. На каждую маркировку X1, X2, Y1 и Y2 было получено по 10 образцов. Таким образом, осуществлена электровзрывная обработка в четырех режимах.

На поверхности медных образцов по средствам электровзрывного напыления было нанесено покрытие из высокоэнтропийного сплава системы W–Mo–Cu–Ni–Ag. Покрытия имеют серо-черный оттенок с серебристым отливом, появляющимся при воздействии света на мелкие блестящие включения, расположенные на поверхности покрытий. Макроанализ образцов показал, что поверхность обработанных образцов имеет развитую морфологию, которую можно разделить на два типа. К первому относятся участки покрытия, характеризующиеся капельной структурой и имеющие четкие границы с вытянутыми линиями течения расплава по поверхности. Описанные регионы сформированы в результате воздействия инерционной крупнодисперсной составляющей пароплазменного пучка. Второй тип поверхности представлен областями покрытия с мелкодисперсной однородной структурой, сформированной воздействием пароплазменной и мелкодисперсной составляющей (размеры капель менее $10^{-6}$ мкм). Помимо них на поверхности также видны следы попадания крупных кусков электровзрывного проводника. Электровзрывной проводник должен быть изготовлен из тонкой фольги или проволоки для быстрого нагрева и взрыва.

На поверхности образца X1 след от попадания крупного обломка электровзрывного проводника занимает 7,51 %. Вокруг него растянулся крупный участок покрытия с капельной структурой. На него приходится 52,21 % поверхности образца. Оставшиеся 40,28 % покрытия представлены областью с мелкодисперсной структурой.

Два следа от попадания обломков электровзрывного проводника занимают 10,09 % поверхности образца X2. 34,00 % покрытия заняты участками с капельной структурой сложной формы. По их границам наблюдаются следы течений. Оставшаяся часть поверхности равная 55,92 % представлена областями с мелкодисперсной структурой.

На поверхности образца Y1 следов от попадания обломков электровзрывного проводника обнаружено не было. 53,32 % покрытия представлено участком с капельной структурой. Оставшиеся 46,68 % поверхности приходятся на области с мелкодисперсной структурой.

На поверхности образца Y2 следов от попадания обломков электровзрывного проводника также обнаружено не было. 76,64 % покрытия представлено участком с капельной структурой. Оставшиеся 22,01 % покрытия представлены областью с мелкодисперсной структурой. На одной из граней присутствует скол, обнажающий медную подложку и занимающий 1,35 % поверхности.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00145, https://rscf.ru/project/23-29-00145/.***

# ИССЛЕДОВАНИЕ ДЮРОМЕТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ СИСТЕМЫ Al-Co-Cr-Fe-Mn

**Крюков Р.Е., Михно А.Р., Панченко И.А., Коновалов С.В., Махнев И.А.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*
*e-mail: mikno-mm131@mail.ru*

Целью работы являлось получение многокомпонентной порошковой проволоки системы Al-Co-Cr-Fe-Mn и формирование наплавочных электродуговых покрытий, проведение исследования влияния высокоэнтропийного наполнителя порошковой проволоки на параметры структуры, фазового состав, дислокационной субструктуры, физических и механических свойств наплавленного материала.

Изготовление порошковой проволоки осуществляли с использованием порошкообразных материалов: хрома ПХ-1С, марганца МР-0, алюминия АСД-4, кобальта ПК-1у. Состав шихты брался из расчета 25% всех используемых элементов. Наплавка разработанной проволоки проводилась под высококремнистым марганцевым флюсом АН-348а. В качестве подложки была использована пластина из стали 09Г2С. Выполнена пробоподготовка и проведен ряд исследований.

Результаты химического анализа указывают на то, что полученный с использованием разработанной порошковой проволокой наплавленный металл состоит в основном из 70% Fe и 30% легирующих элементов (Al, Co, Cr, Mn).

Показано, что микротвердость наплавленного слоя в 2 раза выше, чем у основного металла, что в свою очередь будет способствовать увеличению износостойкости и использованию данного материала в компонентах, подверженных повышенной степени износа. Среднее значение микротвердости сплава – 289 HV; подложка 145,4 HV.

Проведенные исследования нанотвердости, показали неравномерное ее распределение. Среднее значение нанотвердости составляет 1,54±0,45 ГПа. Анализ изменения модуля Юнга показал подобные изменению нанотвердости эффекты, среднее значение модуля Юнга составляет: 144,11±24,35 ГПа.

Электронно-микроскопический анализ показал, что исследованные образцы характеризуются двухфазной структурой, состоящей из мартенсита и отдельных зерен феррита. В структуре сплава отчетливо выявляется мартенсит двух морфологий: реечный, состоящий из протяженных реек длиной до нескольких микрон и шириной до 300 нм, и двойникованный пластинчатый, длина двойников в котором достигает 400-700 нм, а ширина – до 40 нм. В зернах феррита, наоборот, наблюдается более однородный контраст, свидетельствующий об их меньшей дефектности. Кристаллы α-фазы характеризуются вытянутой или близкой к равноосной формой и размерами от 200 до 2000 нм.

По результатам лабораторных исследований установлено, что полученный в ходе исследования сплав обладает повышенной твердостью по сравнению с подложкой, однако высокая твёрдость полученного сплава сопровождается хрупкостью материала, что подтверждено результатами механических испытаний. Данные результаты характерны не только к полученному сплаву, но и к сплавам и покрытиям, которые используются для изготовления и ремонта изделий обладающих повышенной износостойкостью.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00350, https://rscf.ru/project/23-29-00350/***

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СПЛАВАХ Al-ПМ-РЗМ ПРИ БЫСТРОМ ОХЛАЖДЕНИИ ИХ РАСПЛАВОВ

**Меньшикова С.Г.[1,2], Бражкин В.В.[3]**
*[1]Удмуртский научный центр УрО РАН, г. Ижевск, Россия*
*[2]Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия*
*[3]Институт физики высоких давлений РАН, г. Москва, Россия*
*svetlmensh@udman.ru, brazhkin@hppi.troitsk.ru*

Прогресс в понимании процессов структурообразования, протекающих в стеклообразующих расплавах на основе алюминия типа Al-ПМ-РЗМ (ПМ-переходный металл, РЗМ-редкоземельный металл) в области эвтектики, а так же в изучении влияния экстремальных воздействий (высоких давления, температуры и скорости охлаждения) на процессы их затвердевания имеет высокую научную значимость и актуальность.

Цель работы-исследование структур, физико-механических свойств, формирования новых фаз и повышения стеклообразующей способности бинарных Al-РЗМ, Al-ПМ и многокомпонентных Al-ПМ-РЗМ сплавов на основе алюминия при быстром затвердевании их высокотемпературных расплавов под высоким давлением.

Образцы подготавливаются в камере высокого давления типа «тороид». Температурный диапазон от ликвидуса до 2000 К, диапазон давлений от атмосферного до 11 ГПа. Схема эксперимента: установление давления → импульсный нагрев → выдержка при установленных давлении и температуре → быстрое охлаждение без сброса давления до комнатной температуры → уменьшение высокого давления до атмосферного. Скорость охлаждения ~ 1000 град/с. Нагрев и плавление осуществляется пропусканием переменного тока через образец. Фазовый состав образцов определяется методом рентгеноструктурного анализа на установках Дрон - 6 в Cu - Kα и Дрон - 3 в Co-Kα монохроматическом излучении. Для определения химического, элементного состава, морфологии и размера структурных составляющих сплава используется Сканирующий Электронный Микроскоп (СЭМ) со стандартным детектором DBS (детектор направленного обратного рассеяния) ABS/CBS. Измерения и расчет физико - механических характеристик исследуемых образцов проводится на комплексной системе измерений Nanotest 600.

При давлениях выше 7 ГПа и температурах порядка 2000 К в сплавах, содержащих РЗМ, формируются новые метастабильные соединения, сохраняющиеся в течение длительного времени в нормальных условиях. В зависимости от состава сплава и режима получения меняется механизм затвердевания расплава, либо формируется аномально пересыщенный твердый раствор, либо изменяется стеклообразующая способность сплава. Все образцы однородные, плотные, не обнаружено пор и усадочных раковин. Структура мелкодисперсная с высокими механическими свойствами.

Полученные результаты показывают эффективность влияния экстремальных воздействий, а именно, сочетания высоких давлений, температур и быстрой закалки на структуру и свойства получаемых материалов.

***Образцы под высоким давлением получены в ИФВД РАН (г. Москва, г. Троицк). Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП "Центр физических и физико-химических методов анализа, исследования свойств и характеристик поверхности, наноструктур, материалов и изделий" УдмФИЦ УрО РАН (г. Ижевск).***

# ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ СИСТЕМ Al-Ca-Mn-Ni (Ce) С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА И КРЕМНИЯ

**Наумова Е.А., Барыкин М.А., Бобрышева А.О.**
*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*
*jan73@mail.ru*

Заэвтектические алюминиево-кальциевые сплавы для замены промышленных заэвтектических силуминов разрабатываются в течение последних шести лет [1,2]. Главный недостаток силуминов – низкие пластические характеристики из-за наличия в структуре грубых частиц кремния первичного и эвтектического происхождения [3]. В предлагаемых алюминиево-кальциевых сплавах реализуется структура с компактными, мелкими равномерно распределенными первичными кристаллами кальцийсодержащих фаз на фоне высокодисперсной эвтектической матрицы. При этом модифицирования при литье этих сплавов не требуется.

Важным требованием к новым сплавам с точки зрения экономики и экологии является возможность их вторичной переработки. Следовательно, необходимо учитывать, как традиционно вредные примеси железа и кремния могут повлиять на фазовый состав, структуру и, в конечном счете, на свойства новых композиций. Именно этому вопросу посвящено данное исследование.

Ранее на основе исследования сплавов тройных и четверных систем были выбраны оптимальные заэвтектические составы сплавов, которые по структуре и свойствам в полной мере подходят под определение перспективные заэвтектические «естественные композиты» [1,2]. Далее необходимо изучить более сложные системы легирования с участием железа и кремния.

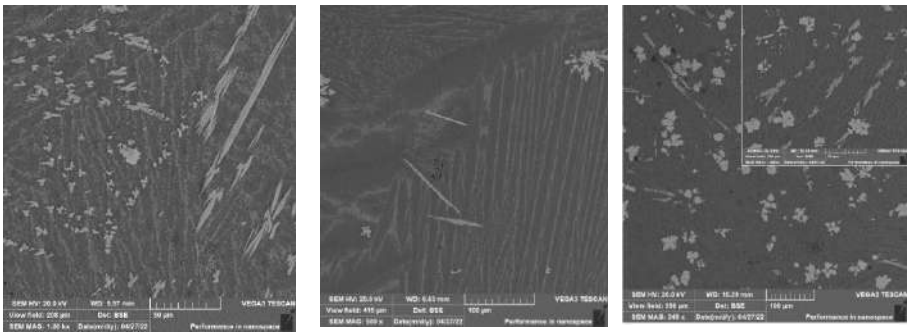
Системно исследовали влияние добавок железа и кремния на структуру и свойства заэвтектических сплавов оптимального состава, выбранные в процессе предыдущих этапов работы. Были исследованы сплавы, составы которых представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Составы экспериментальных сплавов систем Al-Ca-Mn-Ni(Ce)-(Fe-Si) (по шихте)

| № | Ca, масс.% | Mn, масс.% | Ce масс.% | Fe, масс.% | Si, масс.% | № | Ca, масс.% | Mn, масс.% | Ni масс.% | Fe, масс.% | Si, масс.% |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 6 | 3 | 2 | - | 0,5 | 5 | 8 | 2 | 1 | - | 0,5 |
| 2 | 6 | 3 | 2 | 0,5 | - | 6 | 8 | 2 | 1 | 0,5 | - |
| 3 | 6 | 3 | 2 | 0,5 | 0,5 | 7 | 8 | 2 | 1 | 0,5 | 0,5 |
| 4 | 6 | 3 | 2 | 1,0 | 0,5 | 8 | 8 | 2 | 1 | 1,0 | 0,5 |

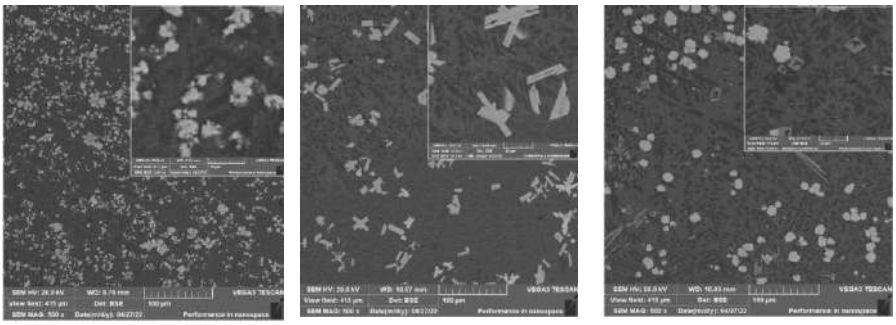
Экспериментальные сплавы (таблица 1) плавили в электропечи сопротивления фирмы GRAFICARBO в графитошамотных тиглях. Термообработку отливок проводили в муфельных электрических печах SNOL 8,2/1100 с точностью поддержания температуры 5°С. Микроструктуру образцов изучали на оптическом микроскопе Olympus GX51 (ОМ) и сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 (СЭМ). Твердость измеряли по методу Виккерса (HV) на твердомере Wilson Wolpert 930 N, при нагрузке 50Н.

Во всех исследованных сплавах на фоне пяти-и шестикомпонентных дисперсных эвтектик могут присутствовать два вида первичных кристаллов: типа пластин-иголок $Al_6Mn$, в которых растворяется Fe (образуя фазу $Al_6$(Mn, Fe), и равноосные кристаллы-хлопья $Al_{10}CaMn_2$, в которых может растворяться Ce, замещающий Ca, а также Fe, Ni, Si, замещая Mn (образуя фазы $Al_{10}$(Ca, Ce)(Mn, Fe, Si)$_2$ и $Al_{10}$Ca(Mn,Fe,Ni,Si)$_2$). В некоторых сплавах присутствуют игольчато-пластинчатая фаза $Al_xMn_{1,5}Ca$, которую можно рассматривать, как промежуточную между $Al_6Mn$ и $Al_{10}CaMn_2$ (Рисунок 1 и 2).



а б в

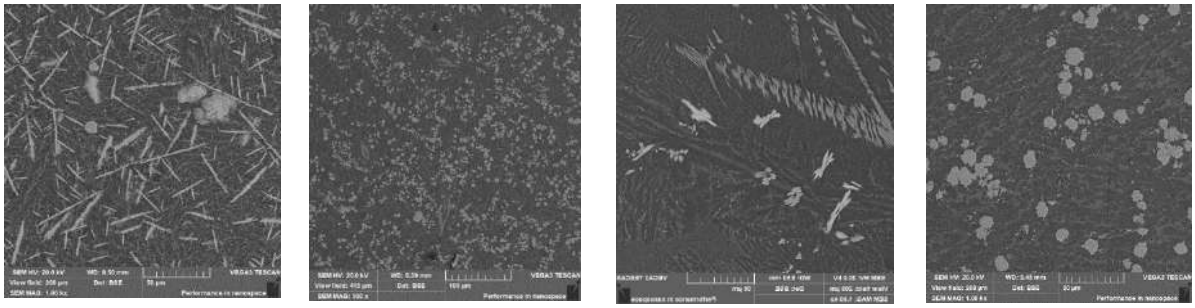
Рисунок 1 – Структура сплавов Al-8Ca-2Mn-1Ni+ в литом состоянии, СЭМ:
а) Al-8Ca-2Mn-1Ni-0,5Fe;б) Al-8Ca-2Mn-1Ni-0,5Si; в) Al-8Ca-2Mn-1Ni-0,5Fe-0.5Si



а б в

Рисунок 2 – Структура сплавов Al-6Ca-3Mn-2Ce+ в литом состоянии, СЭМ:
а) Al-6Ca-3Mn-2Ce-0,5Fe; б) Al-6Ca-3Mn-2Ce-0,5Si; в) Al-6Ca-3Mn-2Ce-0,5Fe-0.5Si

Сплавы, содержащие 1%Fe и 0.5%Si, при кристаллизации в графитовой форме имеют весьма неблагоприятную структуру с высокой долей игольчатых фаз (Рис.3а,в), но эти же сплавы, отожженные при 520°С в течение 3 часов или отливаемые в предварительно нагретую до 200°С изложницу приобретают структуру, соответствующую требованиям к заэвтектическим «естественным композитам» (Рисунок 3б,г).



а б в г

Рисунок 3 – Структура сплавов в литом состоянии, СЭМ:а) Al-6Ca-3Mn-2Ce-1Fe-0.5Si (литьё в графитовую форму); б) Al-6Ca-3Mn-2Ce-1Fe-0.5Si (литьё в нагретую до 200°С графитовую форму); в) Al-8Ca-2Mn-1Ni-1Fe-0.5Si (литьё в графитовую форму);
г) Al-8Ca-2Mn-1Ni-1Fe-0.5Si (литьё в нагретую до 200°С графитовую форму)

Твердость сплавов в литом состоянии зависит от количества интерметаллидов. Чем больше их доля, тем выше твердость. После гомогенизирующего отжига в заэвтектических сплавах эвтектические интерметаллиды фрагментиркют и округляются, что приводит к снижению твердости и повышению электропроводности.

Установлено, что все сплавы с благоприятной структурой, в основном, с повышенным содержанием железа, имеют высокую деформационную пластичность при горячей прокатке (520°С). Общая степень деформации составляет более 80%.

Структура проката различается равномерностью распределения первичных интерметаллидов. Наиболее равномерно распределяются после прокатки первичные кристаллы в сплаве Al-6Ca-3Mn-2Ce-1Fe-0.5Si.

В результате исследований установлено, что наиболее благоприятной структурой «естественного композита» обладают сплавы с преобладающей долей железа. Кремний способствует огрублению структуры. Оптимальной структурой в литом состоянии отличаются композиции Al-6Ca-3Mn-2Ce-0,5Fe, а также сплавы Al-6Ca-3Mn-2Ce-1Fe-0.5Si и Al-8Ca-2Mn-1Ni-1Fe-0.5Si, отлитые в нагретую до 200°С графитовую форму. Последние, по-видимому, можно рекомендовать как сплавы для литья под давлением.

***Исследования проведены за счет гранта РНФ № 20-19-00746-П***

ЛИТЕРАТУРА

1. Evgeniya Naumova, Vitali Doroshenko, Mikhail Barykin, Tatyana Sviridova, Alexandra Lyasnikova, Pavel Shurkin. Hypereutectic Al–Ca-Mn–(Ni) alloys as natural eutectic composites, Metals, 2021, 11, 890.

2. Дорошенко В.В., Наумова Е.А., Барыкин М.А., Кошмин А.Н. Исследование технологических свойств новых алюминиево-кальциевых сплавов для поршней ДВС Цветные металлы, №1, 2022, с.62-71.

3. Белов Н.А., Савченко С.В., Хван А.В.Фазовый состав и структура силуминов - М.: МИСиС, 2008, 284 с.

# МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ Fe-Mn-Si СПЛАВОВ ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ

**Рыбальченко О.В.[1], Темралиева Д.Р.[1*], Мартыненко Н.С.[1], Лукьянова Е.А.[1], Долженко П.Д.[2], Рааб А.Г.[3], Добаткин С.В.[1]**

*[1]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*

*[2]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия*

*[3]Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа, Россия*

** diana4-64@mail.ru*

В последние десятилетия возможность использования биодеградируемых сплавов в качестве материала для временных медицинских имплантатов привлекает особое внимание. Использование таких имплантатов сопровождается замещением деградируемого материала новообразованной тканью и не требует проведения дополнительных операций по удалению использованных медицинских устройств. Сплавы на основе Fe–Mn являются возможными кандидатами для использования в качестве материалов имплантируемых устройств при остеосинтезе и в сердечно-сосудистой хирургии. Механические свойства таких сплавов приближаются к свойствам медицинской нержавеющей стали, используемой в настоящее время для постоянных имплантатов. При этом Fe–Mn сплавы обладают довольно низкой скоростью биодеградации, которая может оказаться недостаточной. Одним из основных путей решения данной проблемы является дополнительное легирование, способствующее ускорению коррозионных процессов. В настоящей работе было исследовано совместное влияние легирования Si и обработки методом равноканального углового прессования (РКУП) сплавов Fe-29Mn-5Si и Fe-29Mn-3,7Si (масс. %) на их механические характеристики и скорость коррозии.

РКУП проводили по изотермическим режимам при температурах 300 °C и 400 °C в 4 прохода и по ступенчатому режиму при 300 °C в 4 прохода с последующим проходом РКУП при 450 °C. Данная обработка привела к образованию в исследуемых Fe-Mn-Si сплавах аустенитной ультрамелкозернистой структуры.

Полученная УМЗ структура по различным режимам РКУП привела к значительному повышению предела прочности в исходном состоянии $\sigma_в$ Σ 700 МПа для обоих сплавов до значений в диапазоне $1257 \leq \sigma_в \leq 1626$ МПа, и условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ Σ 300 МПа до значений $1084 \leq \sigma_{0.2} \leq 1402$ МПа. При этом относительное удлинение понизилось для сплава Fe-29Mn-3,7Si с 56% до 14%, а для сплава Fe-29Mn-5Si с 32% до значений в диапазоне $8{,}4 \leq \delta \leq 10{,}8$ %.

Методом потенциодинамической поляризации показано значительное понижение потенциала коррозии за счет легирования железа марганцем и кремнием, что говорит о повышении восприимчивости исследуемых сплавов к коррозии. Выявлено повышение скорости коррозии в славах после РКУП в связи с формирования преимущественно зеренно-субзеренной структурой с небольшим количеством двойников до 0,38 ± 0,04 мм/год для сплава Fe-Mn-3,7Si после РКУП при 300 °C и до 0,4 ± 0,06 мм/год для Fe-Mn-5Si после РКУП по ступенчатому режиму. Наличие специальных двойниковых границ в структуре Fe-Mn-Si сплавов после РКУП повышает коррозионную стойкость сплавов и снижает скорость коррозии до значений близких к скорости коррозии чистого железа.

***Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 23-23-00096).***

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ ЛИСТОВ РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ

**Шаяхметова Э.Р., Мурзинова М.А., Мухаметгалина А.А., Назаров А.А.**
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
*elvina1408@yandex.ru*

Одним из перспективных методов получения твердофазных соединений между тонкими металлическими полуфабрикатами является ультразвуковая сварка (УЗС). В последние годы интерес к УЗС существенно возрос, что обусловлено появлением мощных и стабильных ультразвуковых генераторов, которые позволяют получать соединения металлов и сплавав, отличающихся составом и прочностью, а также изобретением ультразвуковой аддитивной технологии, основанной на шовной УЗС. В ходе сварки в результате интенсивного трения, высокоскоростной знакопеременной сдвиговой деформации в зоне контакта заготовок значительно повышается температура, образуются и увеличиваются в размерах очаги схватывания. Качество соединений зависит как от условий сварки (амплитуды (мощности) ультразвука, времени сварки, статического усилия прижима, гравюры/рельефа наконечника и наковальни), так и от состояния поверхности листов, их толщины, физических и механических свойств. В данной работе выполнен сравнительный анализ структуры и свойств соединений медных листов разной толщины, полученных УЗС.

Для выполнения экспериментов использовали листы технически чистой меди толщиной ($h_0$) 0,4 и 0,8 мм. В исходном состоянии листы имели близкий химический состав, механические свойства, микроструктуру и микротекстуру. УЗС выполняли с частотой 20 кГц и амплитудой колебаний 14-17 мкм. Наконечник и наковальня имели зубчатый рельеф с глубиной насечек 0,1 мм. Величина сжимающего усилия составляла 2 кН, длительность УЗС 1,5 и 2 с. Для оценки качества соединений определяли: усилия и работу разрушения сварных образцов; линейную плотность шва при увеличении микроскопа х1000; величины деформаций растяжения – сжатия в поперечном сечении сварных образцов. Структурный анализ, а также фрактографические исследования выполняли методами растровой электронной микроскопии в режимах вторичных и отраженных электронов, в том числе с применением методов ориентационного анализа. Микротвердость измеряли в соответствии с требованиями ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 на микротвердомере ИТВ-1АМ. К наконечнику прикладывали нагрузку 0,098 Н (10 гс) в течение 10 с.

Результаты механических испытаний показали, что увеличение толщины листов от 0,4 до 0,8 мм приводит к повышению усилия разрушения в 1,5 раза и снижению работы разрушения в 4 раза (табл. 1).

Таблица 1– Условия УЗС и свойства соединений листов меди толщиной 0,4 и 0,8 мм

| Усилие прижима, кН | 2,0 | | | |
|---|---|---|---|---|
| Толщина листа $h_0$, мм | 0,4 | | 0,8 | |
| Время сварки, с | 1,5 | 2 | 1,5 | 2 |
| Усилие разрушения F, Н | 864±28 | 918±36 | 1341±165 | 1394±59 |
| Работа разрушения, Дж | 0,8±0,1 | 0,9±0,2 | 0,2±0,1 | 0,2±0,1 |

Увеличение времени сварки от 1,5 до 2 с не оказало значимого влияния на средние усилия и работу разрушения сварных соединений листов одинаковой толщины. Прирост усилий разрушения сварной точки при увеличении толщины соединяемых листов обусловлен выбранной схемой испытаний и не является однозначной характеристикой повышения прочности соединения. Сдвиг по поверхности контакта листов при растяжении нахлесточного соединения сопровождается возникновением изгибных деформаций по периметру сварной точки и напряжений, которые возрастают с увеличением толщины листа. О повышении качества соединений тонких листов свидетельствует увеличение работы разрушения.

Фрактографический анализ показал, что поверхности разрушения имеют шиферный макрорельеф, состоящий из гребней и впадин, которые сформировались в результате вдавливания зубцов наконечника в привариваемый лист и экструзии металла в пространства между зубцами. Следы вдавливания ярко выражены на поверхностях разрушения образцов, полученных УЗС тонких листов, и едва заметны на толстых листах. Вдоль гребней располагаются очаги схватывания - участки с развитым ямочным микрорельефом. Глубина ямок и их размеры в направлении сдвига при растяжении заметно больше на поверхностях разрушения соединений тонких листов, что свидетельствует о большей величине сдвиговой деформации при их испытаниях. Во впадинах отчетливо видны следы предварительной шлифовки. Соединение в таких участках не формировалось, но поверхности листов контактировали, о чем свидетельствуют следы сдвига, параллельные направлению вибрации наконечника.

Показано, что в сечениях сварных образцов, полученных из листов $h_0$=0,4 мм, нормальные деформации изменяются периодически как по величине, так и по знаку, достигая по абсолютной величине 12% в областях сжатия и 7% - в областях растяжения. При таком распределении нормальных деформаций соединение формируется в областях сжатия и содержит несплошности в областях растяжения, поэтому средняя плотность соединения оказывается невысокой - средняя удельная протяженность бездефектных участков составила около 38%. В сечениях сварных образцов из листов $h_0$=0,8 мм преобладали сжимающие деформации, которые периодически изменялись по величине от 1 до 8%. Малые деформации сжатия оказались недостаточными для формирования соединения высокого качества: удельная протяженность бездефектных участков составила 32%.

Микроструктуру сваренных образцов исследовали в трех зонах: в зонах соединения листов, в прилегающих к ним областях – зонах термомеханического влияния (ТМВ) и в объемах сваренных листов (рис. 1).

После УЗС в зоне соединения листов, независимо от их толщины, формируется слой с измельченной зеренно-субзеренной структурой. Толщина этого слоя изменяется от 1-3 мкм в дефектных участках до 10-20 мкм в участках с высокой плотностью соединения. Установлено, что в зоне соединения средние размеры зерен близки и составляют $d_{ср}$=2,5±0,1 мкм и $d_{ср}$=2,1±0,1 мкм в образцах, полученных УЗС листов с $h_0$=0,4 и 0,8 мм, соответственно. В спектрах разориентировок доля малоугловых границ составляет 35-45%, а большеугловых границ - 55-65%, при этом доля двойниковых границ (60°) не превышает 3%. Описанные структурные изменения вызваны развитием динамической рекристаллизации.

Толщина соединяемых листов оказала наиболее сильное влияние на микроструктуру и ширину зон термомеханического влияния. После УЗС листов $h_0$=0,4 мм ширина зоны ТМВ составляла 50-100 мкм. В этой зоне наблюдались вытянутые искривленные зерна, образующие «вихревые» узоры. В теле зерен формировалась развитая субструктура, доля малоугловых границ в спектре разориентировок возрастала до 55-65% (от 9% в исходном листе), доля двойников границ падала до 3-4% (от 55% в исходном листе). После УЗС листов $h_0$=0,8 мм ширина зоны ТМВ не превышала 40 мкм. Непосредственно к слою с измельченной структурой примыкали зерна, близкие по размеру к исходным, в которых сформировалась развитая сетка малоугловых границ (их доля составляла 50-55%), а доля двойников снизилась до 10-15%.

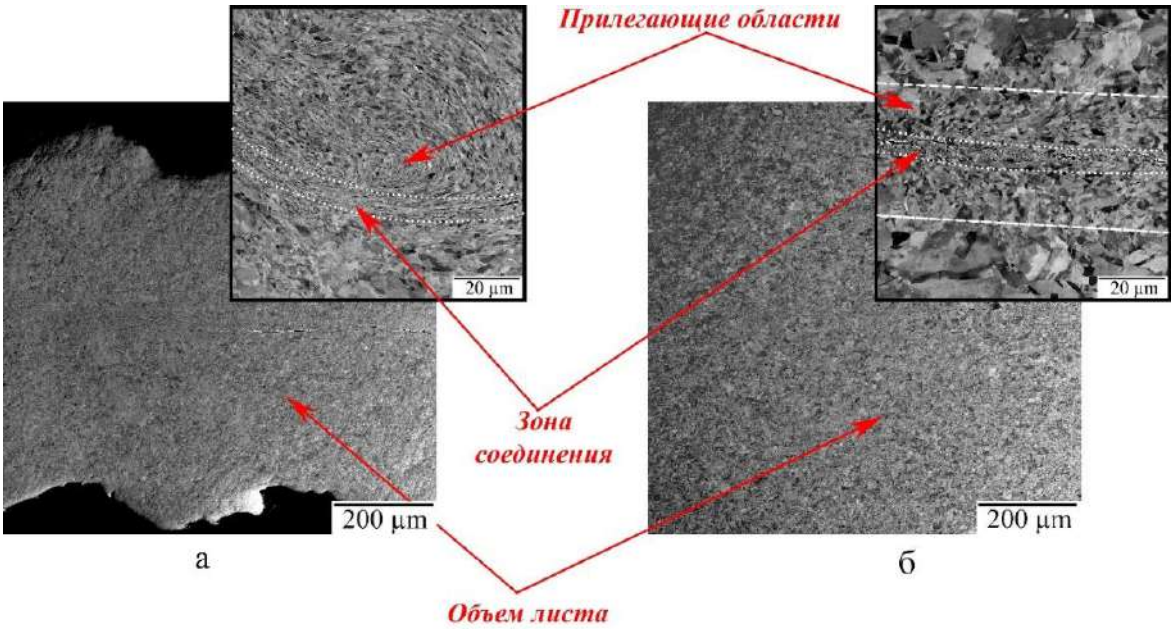



Рисунок 1 – Макро- и микроизображения структуры образцов, полученных УЗС листов $h_0$=0,4 мм (а) и $h_0$=0,8 мм (б), и расположение областей, структуру которых анализировал

За пределами зон ТМВ, в объеме листов, на расстояниях более 100 мкм от поверхности контакта, микроструктура сварных образцов оставалась близкой к структуре исходных листов и не зависела от их толщины.

Описанные микроструктурные изменения в сварных образцах удовлетворительно согласуются с результатами измерения микротвердости. Микротвердость исходных листов толщиной 0,4 и 0,8 мм составляла 860±30 и 815±50 МПа, соответственно. В сварных образцах, независимо от толщины исходных листов, в зонах контакта с мелкозернистой структурой микротвердость возрастала до 1300-1400 МПа. Формирование развитой сетки МУГ в областях, прилегающих к зоне контакта, привело к росту микротвердости до 1000-1300 МПа. Субструктурное упрочнение имело место и в объеме образцов, полученных УЗС листов толщиной 0,4 мм.

Анализ полученных результатов показывает, что при исследованных условиях УЗС изменение толщины свариваемых листов от 0,4 до 0,8 мм оказывает существенное влияние на распределение нормальных деформаций в сечении образца. Независимо от толщины листов, в зонах соединения формировался слой из равноосных зерен/субзерен размерами до 5 мкм, что свидетельствует о развитии процессов динамической рекристаллизации в этой зоне. В то же время структурные изменения в объеме листов определялись их толщиной и изменялись в зависимости от величины нормальных деформаций образцов. Таким образом, для повышения качества соединений меди листов разной толщины необходим индивидуальный выбор профиля инструмента и условий УЗС с целью обеспечить равномерное распределение и достаточную величину сжимающих деформаций образцов.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00617 (https://rscf.ru/project/22-19-00617/). Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".***

# ОБ ОТСУТСТВИИ ИЗМЕНЕНИЙ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ И ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЕТОК ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПРИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОМ ЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

**Улитёнок А.О.**
*г. Могилев, Беларусь, e-mail: alexulinok@yandex.ru*.

В работе [1] указано, что при аэродинамическом звуковом упрочнении (далее – АДУ) происходит снижение плотности дислокаций и «…что параметры кристаллических решеток после АДУ более близки с эталонным, чем до упрочнения». В качестве доказательства этого приводятся результаты рентгеноструктурного анализа. Однако в работе [1] отсутствует статистический анализ этих результатов. Это, а также отсутствие в [1] достоверности указанных результатов [2] обусловило проведение статистического анализа данных, приведенных на рисунке 4.27 и в таблице 4.19 [1]. При этом использовали методику [3], произведя проверку нулевой гипотезы о равенстве средних значений плотности дислокаций с и без АДУ для Т5К10 и ВК8 .

При доверительной вероятности – Р = 0,95 и степени свободы (3 замера до и после АДУ) f=3+3-2=4 критическое значение критерия Стьюдента составляет величину $t_{КР}$ = 2,776, бóльшее, чем фактические: для Т5К10 – $t_{Ф}$= 0,610 и для ВК8 – $t_{Ф}$ = 1,381, поэтому нулевая гипотеза принимается. Следовательно, статистической значимого снижения плотности дислокаций в твердых славах от воздействия на них АДУ нет.

Были также рассчитаны доверительные интервалы по [3]. При доверительной вероятности – Р = 0,95 и степени свободы для трех замеров – f=3-1=2, критическом критерии Стьюдента – $t_{КР}$ = 4,303, эти интервалы изображены на рисунке. Из него видно, что доверительный интервалы до и после АДУ перекрываются. Причем более чем на 80 % для Т5К10, а для ВК8 после его обработки АДУ доверительный интервал является частью доверительного интервала необработанного ВК8. Значительные величины этих интервалов и их перекрытие указывают на отсутствие статистической значимости изменения плотности дислокаций от АДУ.

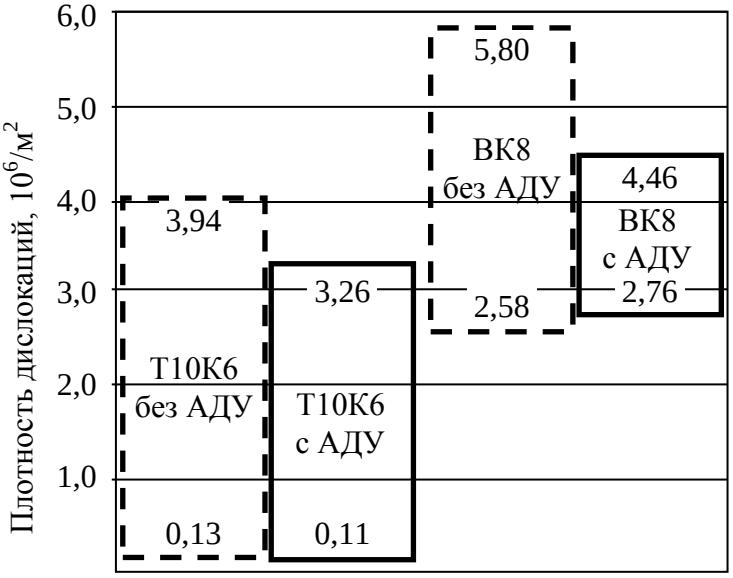



Рисунок – Доверительные интервалы плотности дислокаций.

Двухфакторный дисперсионный анализ показал статистическую значимость марки твердого сплава (ТС) на плотность дислокаций, и отсутствие статистической значимости влияния АДУ на плотность дислокаций в ТС, так как фактические значения отношений Фишера (ОФ), соответственно, для факторов ТС и АДУ: $F_{Ф.ТС}$ = 32,858 > $F_{КР}$ и $F_{Ф.АДУ}$ = 1,714 < $F_{КР}$, где $F_{КР}$ = 5,318 – критическое значение отношения Фишера.

Однофакторный дисперсионный анализ так же подтвердил отсутствие статистической значимости влияния АДУ на изменение плотности дислокаций в ТС: ОФ для Т5К10 – $F_{Ф.Т5К10}$= 0,372 и ОФ для ВК8 – $F_{Ф.ВК8}$ = 1,906, что меньше $F_{КР}$= 7,709.

Наряду с отсутствием статистической значимости изменения плотности дислокации при обработке твердых сплавов после АДУ, расчеты параметров кристаллических решеток в работе [1] не соответствуют действительности.

Так, в настоящей работе произвели расчет по [4] параметра решетки TiC по данным таблиц 4.15 и 4.16 [1]. Результаты расчета параметра кристаллической решетки TiC сведены в таблицу.

Таблица – Расчет параметра кристаллической решетки TiC, Å

| Образец стандартный | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| d, Å | hkl | $h^2+k^2+l^2$ | Расчет | Среднее, Å | По данным таблицы 4.20 [1], Å |
| 2,4889 | TiC111 | 3 | 4,3109 | 4,3118 | 4,3181 |
| 2,1517 | TiC200 | 4 | 4,3034 | | |
| 1,5263 | TiC220 | 8 | 4,3170 | | |
| 1,3013 | TiC311 | 11 | 4,3159 | | |
| Образец после обработки АДУ | | | | | |
| 2,484 | TiC111 | 3 | 4,3024 | 4,3092 | 4,3181 |
| 2,1539 | TiC200 | 4 | 4,3078 | | |
| 1,5249 | TiC220 | 8 | 4,3131 | | |
| 1,3006 | TiC311 | 11 | 4,3136 | | |
| Эталон | a = 4,3273 Å | | Разница | 0,0026 | 0,0000 |

Из таблицы видно, что приведенное в таблице 4.20 [1] значение параметра не совпадает ни с одним из расчетных его значением и, тем самым является не достоверным. К тому же, согласно расчетов в настоящей работе, после АДУ происходит уменьшение указанного параметра относительно эталонного образца. То есть решетка после АДУ становится более искаженной, в противоречие с [1].

В таблице 4.20 [1] указано, что изменения после АДУ в Т15К6 параметров кристаллической решетки α-WC не превышает величин: Δa =0,0018 Å, Δc =0,0007 Å, а в ВК8 – Δc =0,0023 Å, то есть несколько меньше допускаемой абсолютной погрешности измерения параметров кристаллической решетки: δa = ± 0,001 Å и δc = ± 0,010 Å [5].

До и после АДУ в Т15К6 параметр кристаллической решетки β-Co составил величину a = 3,547 Å (таблица 4.20 [1]), что подтвердили расчеты в настоящей работе по [4], используя данные таблиц 4.15 и 4.16 [1]. Приведенные в работе [1] сведения о параметре кристаллической решетки β-Co в ВК8 до АДУ не принимались во внимание так как: 1) в работе [1] для доказательства снижения плотности дислокаций в кобальте использовался дифракционный максимум WC (101) [2], 2) в [1] отсутствуют данные о межплоскостном расстоянии для β-Co (111) в ВК8 до его обработки АДУ.

В связи с противоречивыми данными об изменении параметров кристаллической решетки и отсутствия этих изменений в кобальте, не достоверными вычислениями этих параметров и погрешности измерений, вывод о приближении параметров кристаллических решеток твердых сплавов после их обработки АДУ к величинам теоретических значений этих параметров в работе [1] является не достоверным.

В итоге, отсутствие теории АДУ и неадекватность его физико-математической модели [2, 6-11], невозможность воздействия звука на металлы и сплавы при АДУ [12-14], отсутствие при АДУ резонанса колебаний атомов компонентов твердых сплавов [15] подтверждается результатами статистической обработки в настоящей работе данных рентгеноструктурного анализа [1], а именно, отсутствием статистически значимого влияния метода АДУ на плотность дислокаций в твердых сплавах обработанных этим методом и на величины параметров их кристаллических решеток.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жигалов А.Н. Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: дис. … д-ра техн. наук. Минск, 2021. 378 с.

2. Улитёнок, А.О. О влиянии аэродинамического звукового воздействия на плотность дислокаций твердых сплавов / А.О. Улитёнок // Литье и металлургия. 2023. № 4.С. 135-136.

3. Кацев, П. Г. Статистические методы исследования режущего инструмента. – 2-е изд., перераб. и доп. – Москва : Машиностроение, 1974. - 239 с.

4. Денисова, О. В. Определение типа твердого раствора методом рентгеновской дифракции / О. В. Денисова, А. В. Чукин, А. Ю. Денисов // Методические материалы к лабораторной работе – Екатеринбург: ЦНОТ ИТОО, 2019. – 27 с.

5. ОПИСАНИЕ ТИПА СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЙ. Дифрактометры рентгеновские модели ДРОН-8Н и ДРОН-8Т. Регистрационный № 82575-21. Утверждено приказом Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии от «05» августа 2021 г. № 1649. – 6 л.

6. Стеценко, В.Ю. О методе аэродинамического звукового упрочнения металлокерамических твердых сплавов / В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 137-138.

7. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Влияние аэродинамического звукового воздействия на свойства твердых сплавов // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы: материалы IV Междунар. науч. конф. / г. Витебск (март 2023 г.) / Под ред. В.В. Рубаника. - Минск: УП ИВЦ Минфина, 2023. - С. 118-119.

8. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Влияние звука на упрочнение металлов и сплавов // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума (Минск, 21-23 августа 2023 г.) / под ред. В,В. Рубаника. - Минск: ИВЦ Минфина, С. 251-252.

9. Марукович, Е.И. О влиянии аэродинамического звукового упрочнения на свойства сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Горная механика. 2023. № 3. С. 67-70.

10. Карабанов, Д. Р. Философский аспект основы теории аэродинамического звукового упрочнения / Д. Р. Карабанов // Литье и металлургия. 2023. № 1. С. 148-148.

11. Улитёнок, А.О. Явления в кристаллической решетке при аэродинамическом звуковом упрочнении / А.О. Улитёнок // Литье и металлургия. 2023. № 2. С. 141-142.

12. Стеценко, В.Ю. Расчет среднего звукового давления при обработке сплавов методом аэродинамического звукового упрочнения / В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2023. № 2. С. 136.

13. Стеценко, В.Ю. Может ли звук упрочнять металлы и сплавы?/ В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2023. № 3. С. 111

14. Лушпай, С.А. Об энергии аэродинамического звукового воздействия / С.А. Лушпай // Литье и металлургия. № 3. С.116-117.

15. Иванова, Л.В.Об амплитуде колебаний атомов компонентов твердых сплавов при аэродинамическом воздействии / Л.В. Иванова // Литье и металлургия. 2023. № 4.С. 131-132.

# ОБ ОТСУТСТВИИ ВЛИЯНИЯ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СЕРОГО ЧУГУНА

**Улитёнок А.О.**
*г. Могилев, Беларусь, e-mail: alexulinok@yandex.ru.*

В работах [1, 2] показано увеличение ударной вязкости и прочности на изгиб в твердых сплавах при обработке их методом аэродинамического звукового упрочнения (АДУ). Сущность этого метода состоит в возбуждении колебаний в его кристаллической решетке после предварительного нагрева сплава до температуры, равной 10 – 30 % температуры плавления его легкоплавкого компонента [1 – 3].

В ГНУ «Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси» в связи с дополнительной НИР к заданию 2.16: «Определение возможности повышения свойств чугуна методом аэродинамического упрочнения» подпрограммы «Металлургия», ГПНИ «Механика, металлургия, диагностика в машиностроении», была поставлена цель настоящих исследований: определение возможности повышения механических свойств серого чугуна (СЧ) методом АДУ.

Для достижения поставленной цели по ГОСТ 27208-87 и 9454-78 определяли влияние технологии АДУ на механические свойства СЧ, а именно: твердости, ударной вязкости и предела временного сопротивления на растяжение.

Заготовку отливали методом непрерывно-циклического литья намораживанием.

Для проведения исследований образцы обрабатывались по технологиям: АДУ-1 и АДУ-2. По полученным данным и [4] были рассчитаны доверительные интервалы значений указанных свойств при доверительной вероятности – P = 0,95 и степени свободы для 18-ти замеров твердости – f=18-1=17 и критическом критерии Стьюдента – $t_{KP}$ = 2,110, и степени свободы для трех замеров остальных свойств – f=3-1=2 и критическом критерии Стьюдента – $t_{KP}$ = 4,303. Проверка по критериям Фишера и Кохрена по [4] показала однородность дисперсий в сравнительных испытаниях всех свойств. Технологии АДУ, и величины доверительных интервалов механических свойств СЧ приведены в таблице.

Таблица – Технологии обработки образцов и их механические свойства

| Вид обработки | Без АДУ | АДУ-1 | АДУ-2 |
|---|---|---|---|
| Нагрев до 300 °С, выдержка 30 минут | + | + | + |
| Обработка в установке АДУ с частотой её резонанса – 159 Гц, 4 мин | - | + | + |
| Охлаждение на воздухе | + | + | + |
| Нагрев до 300 °С, выдержка 30 минут | - | - | + |
| Обработка в установке АДУ с частотой её резонанса – 148 Гц, 4 мин | - | - | + |
| Охлаждение на воздухе | - | - | + |
| Доверительные интервалы значений механических свойств | | | |
| Твердость, HRB | 93,3… 94,3 | 93,6… 95,0 | 94,3… 95,,1 |
| Ударная вязкость, кДж/м$^2$ | 172,3… 183,9 | 178,2… 186,4 | 180,4… 182,9 |
| Временное сопротивление на растяжение, МПа | 264,3... 277,6 | 248,1… 293,0 | 258,2… 297,4 |

Из результатов эксперемента видно, что разница между наибольшим верхним и наименьшим нижним значениями твердости составляет 1,8 HRB, что меньше предела допускаемой погрешности твердомера ТР-5014 МС (по паспорту прибора δ = ± 2 HRB) более, чем в два раза, а доверительные интервалы значений ударной вязкости и временного сопротивления на растяжение всех групп образцов значительно перекрываются, и в целом практически соответствуют одной марке – СЧ25.

Таким образом, установлено отсутствие эффекта упрочнения СЧ при наличии малых изменений механических свойств, поэтому провели дополнительные статистические исследования посредством однофакторного дисперсионного анализа по [4]. Он показал, что определенные из экспериментальных данных критерии Фишера при испытаниях на ударную вязкость в три раза, а при остальных испытаниях на 1…2 порядка ниже критического. Поэтому нет статистической значимости увеличения либо изменения всех исследованных механических свойств СЧ, подвергнутого АДУ. А из этого следует, что эффект упрочнения СЧ от воздействия на его АДУ отсутствует. Факт отсутствия эффекта упрочнения можно объяснить тем, что энергии звука недостаточно, чтобы совершить какое-либо воздействие на кристаллическую решетку обрабатываемого материала [5 – 8] и тем самым упрочнить СЧ.

Метод аэродинамического звукового упрочнения [1 – 3] не оказывает влияния на прочностные свойства серого чугуна.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жигалов А.Н. Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: автореф. дис. … д-ра технич. наук: 05.02.07; БНТУ. – Минск, 2021. – 44 с.

2. Жигалов А.Н. Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: дис. … д-ра технич. наук: 05.02.07. – Минск, 2021. – 382 л.

3. BY 2557175 Способ аэродинамического упрочнения изделий, C21D8/00, C21D 9/22. 2015.

4. Кацев П.Г. Статистические методы исследования режущего инструмента. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1974. – 239 с.

5. Стеценко В.Ю. Расчет среднего звукового давления при обработке сплавов методом аэродинамического звукового упрочнения // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 136.

6. Улитенок А.О. Явления в кристаллической решетке при аэродинамическом звуковом упрочнении // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 141-142.

7. Стеценко В.Ю. Может ли звук упрочнять металлы и сплавы? // Литье и металлургия. – 2023. – № 3. – С. 111.

8. Лушпай С.А. Об энергии аэродинамического звукового воздействия // Литье и металлургия. – 2023. – № 3. – С. 116-117.

# СТРУКТУРА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ZnAl30, ЛЕГИРОВАННЫХ Sn и Cu

**Орда Д.В., Комаров А.И., Сосновский И.А., Курилёнок А.А.**
*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,*
*Минск, Республика Беларусь, Dmitry_orda@mail.ru*

В Объединенном институте машиностроения Национальной академии наук Беларуси проводятся работы по разработке новых материалов, способов и устройств для нанесения покрытий на основе цинк-алюминиевых сплавов методом центробежно-индукционной наплавки. Известна группа сплавов системы Zn-Al-Cu, обладающих антифрикционными свойствами при нагрузках до 25 МПа и скоростях скольжения до 15 м/с. Внедрение таких материалов и технологических приемов позволяет значительно сократить энергетические затраты, повысить производительность и качество деталей. К которым относятся подшипники скольжения различного типоразмера, гильзовые втулки, вкладыши, червячные колеса, грузовые и ходовые гайки станочного оборудования, ступицы, зубчатые колеса и др. [1-5].

В работе представлены результаты исследования структуры и свойств покрытий на основе сплава ZnAl30 легированного оловом и медью, нанесенных на внутреннюю поверхность стальной втулки методом центробежного формования в условиях индукционного нагрева.

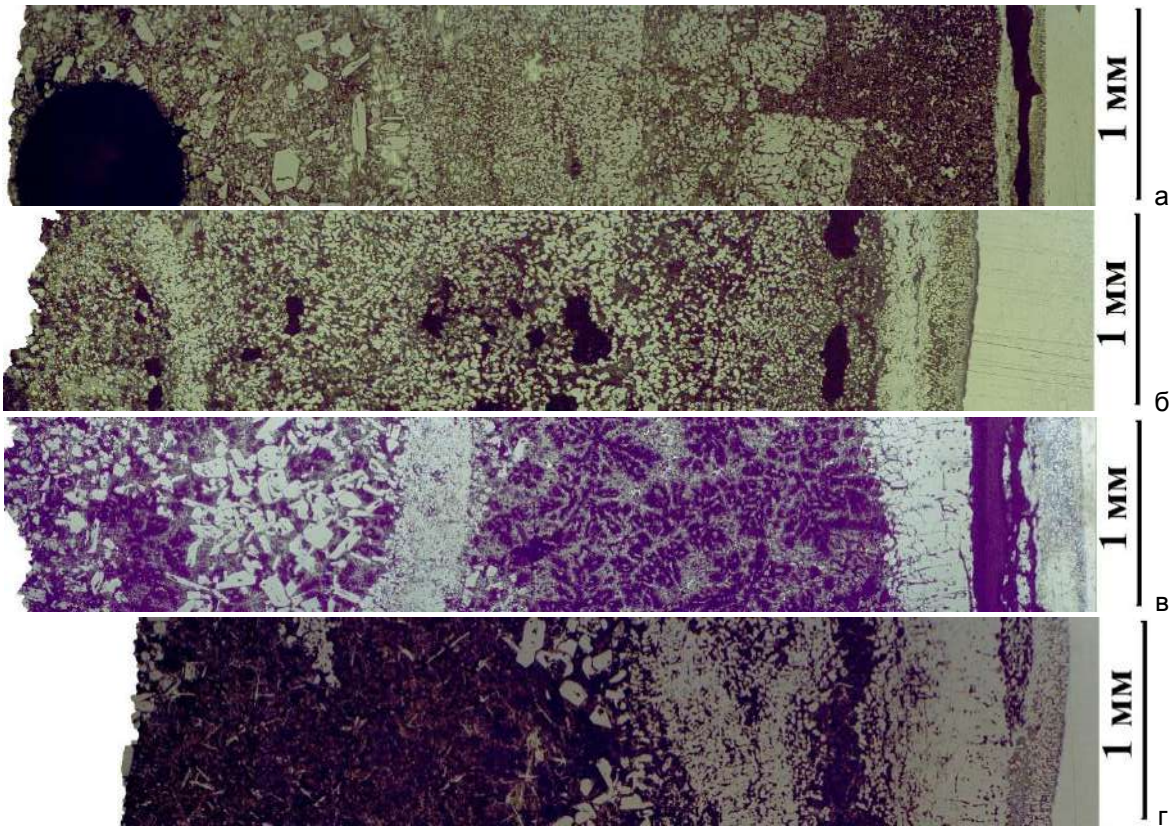
*Структура покрытий*, полученных методом центробежной индукционной наплавки сплава ZnAl30, имеет градиентное строение с оттеснением цинкового сплава к стальной основе, а менее плотного сплава алюминия к поверхности покрытия, при этом железосодержащие включения имеют слоистое распределение [1, 2]. При этом на поверхности стальной втулки формируется диффузионный цинксодержащий слой толщиной 200–300 мкм с гетерогенным строением [1, 3].

С диффузионным слоем граничит цинковый сплав, насыщенный включениями $Al_{13}Fe_4$ ($Al_3Fe$) и переходящий в матричный сплав, концентрация Al в котором возрастает к поверхности покрытия и достигает 60 масс.%. Включения $Al_{13}Fe_4$ имеют неравномерное распределение: на поверхности покрытия преобладают крупные включения с размером частиц до 100 мкм, а по мере углубления их размер уменьшается до 20–30 мкм (рисунок 1 а).

Легирование сплава покрытия медью (4 масс.%) приводит к образованию в структуре включений $CuZn_5$ (рисунок 1 б). Тогда как олово (9 масс.%) при кристаллизации выделяется в виде самостоятельных включений (рисунок 1 в), что подтверждается рентгенофазовым анализом поверхности покрытия. Комплексное введение меди и олова не приводит к существенному изменению структуры сплава покрытия.

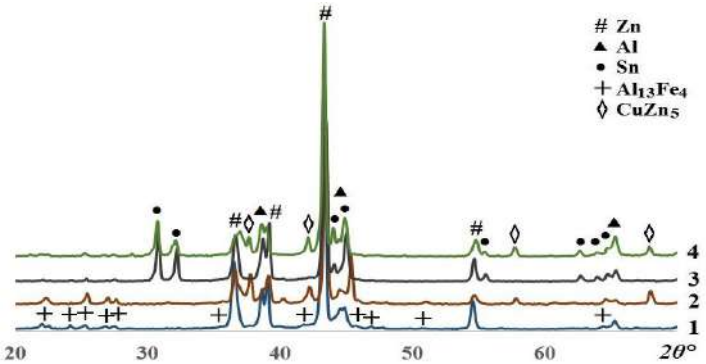
*Твердость* имеет неравномерное распределение по толщине покрытия, в связи с его градиентной структурой. Диффузионный цинковый слой имеет твердость 2,4-3,5 ГПа, подслой из цинкового сплава – 500-600 МПа, включения $Al_{13}Fe_4$ – 4,6-7,0 ГПа и матричный сплав – 820-1000 МПа. Введение олова приводит к снижению твердости цинкового подслоя и матричного сплава до 2 раз, тогда как добавление Cu не оказывают какого-либо воздействия на микротвердость.

При наплавке сплава ZnAl30 формируются трещины на границе сталь-покрытие, приводящие к его отслаиванию. Легирование сплава не оказывает воздействия на процессы образования трещин. Тогда как локализация включений $Al_{13}Fe_4$ в цинковом подслое за диффузионным слоем (рисунок 1 г) обеспечивает высокий уровень адгезии покрытия с основой. В случае формирования цинкового подслоя, обедненного включениями $Al_{13}Fe_4$, в диффузионном слое образуются трещины (рисунок 1 в).




а – образец ZnAl30; б – образец ZnAl30Cu4; в – образец ZnAl30Sn9 г – образец ZnAl30Sn8Cu4

Рисунок 1 – Структура образцов покрытий




1 – ZnAl30; 2 – ZnAl30Cu4; 3 – ZnAl30Sn9; 4 – ZnAl30Sn8Cu4

Рисунок 2 – Фрагменты дифрактограмм поверхностей образцов покрытий

*Триботехнические испытания* покрытий проводились после механической обработки поверхности, химический состав которых близок к заданной за исключением доли Al (до 45 масс.%) и Fe (до 15 масс.%).

В таблице 2 представлены значения коэффициентов трения образцов покрытий на основе сплава ZnAl30 легированного оловом и медью. Результаты трибоиспытаний (таблица 1) показали, что медь способствует снижению коэффициента трения и повышает несущую способность материала, позволяя рассматривать данные покрытия как альтернативные бронзовым. Аналогичное воздействие оказывает и олово, тогда как совместное введение меди и олова обеспечивает снижение коэффициента трения и при высоких нагрузках до 24 МПа.

**Заключение.** Анализ структуры покрытий показал, что в процессе наплавки Zn-Al сплавов идет активное растворение внутренней поверхности стальной втулки, что приводит к насыщению расплава железом. Диффузия железа в расплав приводит к

формированию включений $Al_{13}Fe_4$, которые выступают в качестве основной армирующей составляющей и способствует снижению КТЛР до значений стали, что обеспечивает улучшение адгезии. Кристаллизация в условиях центробежного вращения приводит к формированию диффузионного цинкового слоя и градиентной структуры наплавленного слоя: включения железа и сплав цинка оттесняются к границе со сталью, тогда как алюминий диффундирует в поверхностный слой покрытия и составляет до 60 масс.%.

Таблица 2 – Коэффициент трения образцов покрытий

| Образец | Коэффициент трения | | | |
|---|---|---|---|---|
| | 6 МПа | 12 МПа | 20 МПа | 24 МПа |
| 1 - ZnAl30 | 0,025-0,028 | 0,043-0,044 | 0,044-0,060 | 0,044-0,060 |
| 2 - ZnAl30Cu4 | 0,015-0,016 | 0,030-0,032 | - | 0,027-0,028 |
| 2 - ZnAl30Sn9 | 0,015-0,017 | 0,028-0,035 | 0,030-0,036 | - |
| 3 - ZnAl30Sn8Cu4 | 0,013-0,014 | 0,015-0,016 | - | 0,019-0,021 |

При введении олова в состав покрытия наблюдается снижение коэффициента трения в 1,3–1,5 раз, а при использовании меди для дополнительного легирования покрытия происходит снижение коэффициента трения в 2,8 раза, данная тенденция наблюдалась при давлении до 20 МПа. Кроме снижения коэффициента трения, легирующие элементы обеспечивают повышение нагрузочной способности, позволяя использовать данные покрытия как альтернативное бронзовым.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (по договору №Т23М-011).*

ЛИТЕРАТУРА

1. Структура и свойства легированных покрытий из сплава ZnAl30, полученных методом центробежной индукционной наплавки / А.И. Комаров и [др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. научн.тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. – 2022. – Вып. 11. – С. 299–305.

2. Структура и свойства покрытий ZnAl30Cu4, полученного методом центробежной индукционной наплавки / Комаров А.И. и [др.] // Инновационные технологии в машиностроении: сб. мат. междунар. науч.-техн. конф. / Полоц. гос. ун-т им. Евфросинии Полоцкой; под. ред. В.К. Шелега; Н.Н. Попок. – Новополоцк: Полоц. гос. ун-т им. Евфросинии Полоцкой, 2023. – С. 139–141.

3. Анализ структуры и триботехнических свойств легированных покрытий на основе сплава системы Zn-Al, полученных методом центробежной индукционной наплавки / Комаров А.И. и [др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. научн.тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. – 2023. – Вып. 12. – С. 340–345.

4. Релаксация остаточных напряжений при охлаждении заготовки с покрытием, нанесенным методом центробежной индукционной наплавки / Сосновский И.А. [и др.]. // Международный научно-технический журнал «Механика машин, механизмов и материалов», 2023. – Выпуск 1 (62). – С. 55–62.

5. Кинетика уплотнения композиционной шихты в процессе нанесения покрытий центробежной индукционной наплавкой / Сосновский И.А. и [др.] // Материалы 7-го Международного симпозиума «Пористые проницаемые материалы: технологии и изделия на их основе. Минск, 2023. – С. 221–234.

# НАСЛЕДСТВЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ЗАГОТОВОК

**Марукович Е.И.[1], Стеценко В.Ю.[1], Стеценко А.В.[2]**
[1]*Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Республика Беларусь,stetsenko.52@bk.ru*
[2]*Белорусско-Российский университет, г. Могилев, Республика Беларусь*

Эвтектические бинарные сплавы (ЭБС) составляют основу литейных сплавов. Наследственное модифицирование ЭБС заключается в том, что при невысоких перегревах и (или) малом времени выдержки расплавов структура получаемых литых заготовок соответствует модифицированной (мелкокристаллической) структуре переплавляемых (шихтовых) отливок [1]. Главным преимуществом этого вида модифицирования структуры сплавов является отсутствие необходимости применения дорогостоящих, экологически небезопасных модифицирующих флюсов и лигатур. Они, как известно, способствуют увеличению в отливках неметаллических включений, газовых и газоусадочных дефектов, которые существенно снижают механические свойства сплавов.

Эффективность наследственного модифицирования при литье ЭБМ определяется концентрацией центров кристаллизации, которые сохраняют стабильность при температурах выше температур ликвидуса [1].

Бинарные сплавы состоят из компонентов А и В. Основными структурными составляющими ЭБС являются эвтектические микрокристаллы *α*-фазы ($\alpha_{\text{мк}}$) и *β*-фазы ($\beta_{\text{мк}}$). При плавлении, больших перегревах и времени выдержки расплавов ЭБС $\alpha_{\text{мк}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы компонента А ($\text{А}_{\text{эн1}}$) и компонента В ($\text{В}_{\text{эн1}}$), свободные атомы компонента А ($\text{А}_{\text{а1}}$) и компонента В ($\text{В}_{\text{а1}}$).

Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{мк}}$ является наноструктурным процессом и происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{\text{сн}}$) по следующей реакции:

$$\text{А}_{\text{эн1}} + \text{А}_{\text{а1}} + \text{В}_{\text{эн1}} + \text{В}_{\text{а1}} = \alpha_{\text{сн}}. \quad (1)$$

Затем образуются центры кристаллизации $(\alpha_{\text{цк}})$ по следующей реакции:

$$\alpha_{\text{сн}} + \text{А}_{\text{а1}} + \text{В}_{\text{а1}} = \alpha_{\text{цк}}. \quad (2)$$

Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{мк}}$ по следующей реакции:

$$\alpha_{\text{цк}} + \alpha_{\text{сн}} + \text{А}_{\text{а1}} + \text{В}_{\text{а1}} = \alpha_{\text{мк}}. \quad (3)$$

При невысоких перегревах и (или) малом времени выдержки расплавов ЭБС $\alpha_{\text{мк}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (3). При увеличении перегревов и (или) времени выдержки расплавов ЭБС в них повышаются концентрации атомов водорода и (или) кислорода. Растворенные в расплавах ЭБС атомы водорода и (или) кислорода адсорбируются $\alpha_{\text{цк}}$ до определенной, критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\alpha_{\text{цк}}$ по эффекту Ребиндера. При этом если адсорбируются атомы водорода, то распад $\alpha_{\text{цк}}$ происходит по следующей реакции:

$$\{H\}\alpha_{\text{цк}} = \{H\}\alpha_{\text{сн}} + \alpha_{\text{сн}} + \text{А}_{\text{а1}} + \text{В}_{\text{а1}}, \quad (4)$$

где $\{\text{H}\}$ – адсорбированные атомы водорода.

Если адсорбируются атомы кислорода, то распад $\alpha_{\text{цк}}$ происходит в соответствии со следующей реакцией:

$$\{O\}\alpha_{\text{цк}} = \{O\}\alpha_{\text{сн}} + \alpha_{\text{сн}} + \text{A}_{\text{a1}} + \text{B}_{\text{a1}}, \quad (5)$$

где $\{O\}$ – адсорбированные атомы кислорода.

При плавлении, больших перегреве и времени выдержки расплавов ЭБС $\beta_{\text{мк}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы компонента А $(\text{A}_{\text{эн2}})$ и компонента В $(\text{B}_{\text{эн2}})$, свободные атомы компонента А $(\text{A}_{\text{a2}})$ и компонента В $(\text{B}_{\text{a2}})$.

Процесс кристаллизации $\beta_{\text{мк}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы $(\beta_{\text{сн}})$ по следующей реакции:

$$\text{A}_{\text{эн2}} + \text{A}_{\text{a2}} + \text{B}_{\text{эн2}} + \text{B}_{\text{a2}} = \beta_{\text{сн}}. \quad (6)$$

Затем образуются центры кристаллизации $(\beta_{\text{цк}})$ по следующей реакции:

$$\alpha_{\text{сн}} + \text{A}_{\text{a2}} + \text{B}_{\text{a2}} = \beta_{\text{цк}}. \quad (7)$$

Заканчивается процесс кристаллизации $\beta_{\text{мк}}$ по следующей реакции:

$$\beta_{\text{цк}} + \beta_{\text{сн}} + \text{A}_{\text{a2}} + \text{B}_{\text{a2}} = \beta_{\text{мк}}. \quad (8)$$

При невысоких перегревах и (или) малом времени выдержки расплавов ЭБС $\beta_{\text{мк}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (8). При увеличении перегревов и (или) времени выдержки расплавов ЭБС в них повышаются концентрации атомов водорода и (или) кислорода. Растворенные в расплавах ЭБС атомы водорода и (или) кислорода адсорбируются $\beta_{\text{цк}}$ до определенной, критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\beta_{\text{цк}}$ по эффекту Ребиндера. При этом если адсорбируются атомы водорода, то распад $\beta_{\text{цк}}$ происходит по следующей реакции:

$$\{H\}\beta_{\text{цк}} = \{H\}\beta_{\text{сн}} + \beta_{\text{сн}} + \text{A}_{\text{a2}} + \text{B}_{\text{a2}}. \quad (9)$$

Если адсорбируются атомы кислорода, то распад $\beta_{\text{цк}}$ происходит в соответствии со следующей реакцией:

$$\{O\}\beta_{\text{цк}} = \{O\}\beta_{\text{сн}} + \beta_{\text{сн}} + \text{A}_{\text{a2}} + \text{B}_{\text{a2}}. \quad (10)$$

Таким образом, наследственное модифицирование эвтектических бинарных сплавов является наноструктурным процессом, в котором основную роль играют элементарные нанокристаллы компонентов сплавов, структурообразующие нанокристаллы и центры кристаллизации микрокристаллов фаз.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Марукович, Е.И. Модифицирование сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко. – Минск: Беларуская навука, 2009. – 192 с.

# О НЕЭФФЕКТИВНОСТИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ЗВУКОВОГО УПРОЧНЕНИЯ (АДУ) ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

**Марукович Е.И., Стеценко В.Ю.**
*Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь,*
*г. Минск, Республика Беларусь, stetsenko.52@bk.ru*

Известно, что ультразвук упрочняет твердые сплавы за счет наклепа [1]. Наклеп повышает плотность дислокаций в сплавах [2]. При этом происходит искажение их кристаллических решеток, препятствующее перемещению дислокаций.

В методе АДУ образцы из твердого сплава нагревают и выдерживают при температуре, равной 0,3 от температуры спекания твердого сплава, а затем обрабатывают в специальной резонансной камере аэрозвуковой волной частотой 140–170 Гц [3, 4]. Разработчики метода АДУ считают, что этот метод повышает ресурс работы твердосплавного инструмента при прерывистом резании [3, 4].

Ультразвуковые волны имеют частоту как минимум в 150 раз больше, чем аэрозвуковые волны в методе АДУ. Поэтому ультразвук обладает значительной мощностью, достаточной, чтобы упрочнять твердые сплавы за счет повышения в них плотности дислокаций. Звук не имеет достаточной мощности, чтобы оказывать динамическое упрочняющее влияние на свойства сплавов.

Разработчики метода АДУ в качестве основы его математической модели заявили и используют следующую формулу [3, 4]:

$$E_{\text{вн}} = \frac{0{,}5\rho S\omega_{\text{рез}}^2 A_{\text{рез}}^2}{\ln\left(\frac{\delta}{k_\delta}\right)} + 24{,}94m\left(T_{\text{доп}} + 273{,}15\right), \quad (1)$$

где $E_{\text{вн}}$ – суммарная внешняя энергии, воздействующая на атомы компонентов твердого сплава, при АДУ, Дж = кг · м$^2$ · с$^{-2}$;
$\rho$ – плотность упрочняемого твердого сплава, кг · м$^{-3}$;
$S$ – площадь атома, м$^2$;
$\omega_{\text{рез}}$– резонансная частота, с$^{-1}$;
$A_{\text{рез}}$– резонансная амплитуда, м;
$T_{\text{доп}}$ – допустимая температура, °С;
($T_{\text{доп}}$ + 273,15) – допустимая температура, К;
$m$ – масса атома, кг;
знаменатель в первом слагаемом формулы (1) является безразмерной величиной.

Исходя из формулы (1), ее разработчики считают, что при обработке методом АДУ твердых сплавов (ВК8, Т15К6, Т5К10), при звуковых частотах 148, 159 Гц, на атом элементов выделяется тепловая энергия (2,5–11,1) · 10$^{-18}$ Дж [3, 4]. Умножив эти значения удельных энергий на число Авогадро, равное 6,022 · 10$^{23}$ моль$^{-1}$, получим, что метод АДУ генерирует в твердых сплавах молярную тепловую энергию (1500–6660) кДж/моль. Разработчики метода считают, что при звуковой частоте 159 Гц для атома кобальта энергия АДУ составляет 5,3 · 10$^{-18}$ Дж, а для атома вольфрама – 11,1 · 10$^{-18}$ Дж [3, 4]. Умножив эти значения на число Авогадро, получим, что метод АДУ генерирует в кобальте и вольфраме молярную тепловую энергию 3180 кДж/моль и 6660 кДж/моль соответственно.

Молярные теплоты испарения кобальта и вольфрама составляют 430 кДж/моль и 850 кДж/моль соответственно [5]. Сравнивая эти значения с полученными методом АДУ, делаем вывод, что этот метод должен не упрочнять, а испарять твердые сплавы, причем с очень высокой интенсивностью. Но реально такое не происходит. Поэтому математическая модель метода АДУ неадекватна.

Исследуем формулу (1) методом сравнения размерностей ее левой и правой частей. Если полученное уравнение размерностей неверно, то исходная формула ошибочна, в противном случае – верна. Подставляя значения размерностей

соответствующих величин в формулу (1), получим следующее уравнение размерностей:

$$м^2 \cdot с^{-2} = м \cdot с^{-2} + К. \quad (2)$$

Уравнение (2) неверно, следовательно, формула (1) ошибочна.

Разработчики метода АДУ для его математической модели также использовали следующую формулу [3, 4]:

$$A_{\text{рез}} = \frac{F_0}{2m\delta\omega_1}, \quad (3)$$

где $A_{\text{рез}}$ – резонансная амплитуда;
$\omega_1$ – частота внешних колебаний;
$F_0$ – внешняя сила;
$m$ – масса атома;
$\delta$ – коэффициент затухания.

Параметры величин, входящих в формулу (3), имеют следующие размерности: $[A_{\text{рез}}]$ = м; $[F_0]$ = кг · м · с$^{-2}$; [m] = кг; $[\omega_1]$ = с$^{-1}$; $[\delta]$ – безразмерная величина.

Подставляя эти размерности в формулу (3), получим следующее уравнение:

$$\text{м} = \text{м} \cdot \text{с}^{-1} \quad (4)$$

Уравнение (4) неверно, следовательно, формула (3) ошибочна.

Таким образом, математическая модель метода АДУ неадекватна и ошибочна [6].

Разработчики метода АДУ считают, что он снижает плотность дислокаций в зернах кобальтовой связки твердых сплавов на 15,8–20,7% [3, 4]. Известно, что снижение плотности дислокаций связано не с упрочнением сплава, а с его разупрочнением [2]. При этом повышается вязкость сплава, в частности, его ударная вязкость. Разработчики метода АДУ установили, что ударная вязкость образцов твердых сплавов, после их обработки АДУ, повышается на 20–24 % [3, 4]. Значит, происходит разупрочнение, а не упрочнение сплава. Поэтому метод АДУ не соответствует своему названию.

Но почему метод АДУ снижает плотность дислокаций в образцах твердых сплавов, если происходит динамическое воздействие на них аэрозвуковой волной? Ответ очевиден – звук частотой 140–170 Гц обладает очень малой мощностью и не может воздействовать на плотность дислокаций. Для упрочнения звуком необходимо, чтобы звуковое давление превышало предел текучести сплава. Установлено, что громкость звука в методе АДУ в среднем составляет 80 дБ, что создает звуковое давление всего 2 Па [7]. Это очень малая величина, недостаточная для упрочнения даже такого мягкого металла, как алюминий [7]. Максимальная громкость звука равна 282 дБ. Она достигается при ядерном взрыве, который создает максимальное звуковое давление воздушной волны 2500 МПа. Поэтому звук не может упрочнять твердые сплавы, имеющие предел текучести при сжатии более 2500 МПа [7].

Снижение плотности дислокаций в зернах металлической связки твердого сплава и увеличение его ударной вязкости при обработке методом АДУ происходит только в результате нагрева и выдержки твердого сплава при 320 °С. При этом происходит возврат, который снижает плотность дислокаций сплава. В результате прочность сплава снижается, а пластичность и ударная вязкость возрастают [2].

Разработчики метода АДУ считают, что повышение ресурса работы твердосплавного инструмента, обработанного методом АДУ, в условиях повышенных ударных нагрузок при прерывистом резании, происходит за счет снижения хрупкости твердых сплавов. Но это происходит не за счет аэродинамического звукового воздействия, а в результате термической обработки (возврата) твердого сплава [6].

**Выводы.**

1. Теоретические основы метода АДУ ошибочны.
2. При применении метода АДУ к твердым сплавам не происходит их упрочнение.
3. Ударная вязкость сплавов, обработанных методом АДУ, повышается не за счет аэродинамического воздействия звуком, а только в результате термической обработки (возврата) заготовок.
4. Аэродинамическое звуковое воздействие метода АДУ не оказывает влияния на свойства твердых сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белоцкий, А.В. Ультразвуковое упрочнение материалов / А.В. Белоцкий, В.Н. Виниченко, И.М. Муха. – Киев: Техника, 1980. – 168 с.
2. Лахтин, Ю.М. Материаловедение. Учебник для вузов / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
3. 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.
4. Жигалов, А.Н. Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: дисс. ... д-ра техн. наук: 05.02.07 / А.Н. Жигалов. – Минск, 2021. – 382 с.
5. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. – 660 с.
6. Марукович, Е.И. Влияние аэродинамического звукового воздействия на свойства твердых сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы: материалы IV Междунар. науч. конф., Витебск, 29–31 марта 2023 г. / Под ред. В.В. Рубаника. – Минск: УП ИВЦ Минфина, 2023. – С. 118–119.
7. Марукович, Е.И. Влияние звука на упрочнение металлов и сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Перспективные материалы и технологии: материалы Междунар. симпозиума, Минск, 21–25 августа 2023 г. / Под ред. В.В. Рубаника. – Минск: УП ИВЦ Минфина, 2023. – С. 251–252.

# СТРУКТУРА И ПРОЦЕСС ДЕФОРМАЦИИ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

**Казанцева Н.В., Ежов И.В., Давыдов Д.И.**
*Институт физики металлов УрО РАН им. М.Н.Михеева, г.Екатеринбург, Россия,*
*kazantseva@imp.uran.ru*

Метод лазерной 3D печати позволяет получать металлические изделия сложной формы с высокой заданной точностью из металлического порошка. При этом получения высококачественных изделий с помощью лазерного 3D принтера важно иметь полное понимание различия между структурой, определяющей механические свойства, материалов, полученных с помощью аддитивных технологий. и структурой их аналогов, полученных традиционными методами.

Работа посвящена теоретическому и экспериментальному исследованию структуры и характера разрушения образцов из аустенитной стали 316L, полученных с помощью лазерного 3D принтера. Проведен сравнительный анализ сходства и различия развития процесса деформации в литых эталонах и образцах, полученных методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Представлены экспериментальные данные по влиянию плотности СЛС образцов на механические свойства. Проанализированы микромеханизмы процесса деформации в стальных СЛС образцах с различной плотностью. С помощью просвечивающей электронной микроскопии выявлены особенности фазовых превращений в стальных СЛС образцах по сравнению с их литыми аналогами. На рисунке 1 показан различный характер разрушения в СЛС образцах и их литых аналогах.

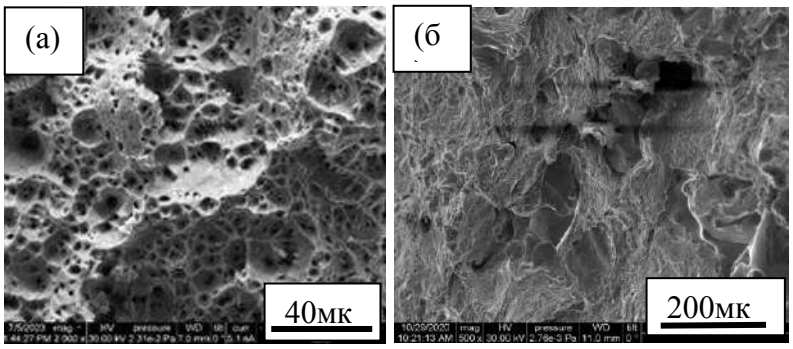



Рисунок 1 – Микроструктура области разрушения образцов из аустенитной стали после деформации растяжением при комнатной температуре, СЭМ изображения:
(а) литой; (б) СЛС

***Работа выполнена по программе «Аддитивность», № 121102900049-1 Института физики металлов УрО РАН им. М.Н.Михеева***

# СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ КРЕПЕЖНЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

**Пивоварова К.Г., Тагирова В.М.**
*ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия*

Производство крепежных изделий является насущной потребностью для российских автомобилестроительных компаний, т.к. количество крепежных изделий в современном автомобиле составляет до 60% от общей номенклатуры деталей и 2-3% от его веса. Неудовлетворительная емкость отечественного рынка (производство высокопрочных крепежных изделий в РФ составляет не боле 20 % от общего объема) привела к разработке и внедрению в ОАО «ММК-МЕТИЗ» комплексной программы изготовления высокопрочных крепежных изделий методами холодной объемной штамповки [1, 2].

Металлопрокат, используемый для производства высокопрочных крепежных изделий, должен обладать высоким и стабильным комплексом трудно сочетаемых показателей прочности, пластичности, коррозионной стойкости, качественных характеристик, оптимальной структурой. Он должен выдерживать холодную осадку до 1/3 исходной высоты образца без возникновения трещин и других дефектов. Для этого необходимо низкое содержание примесей, неметаллических включений, особенно в приповерхностной зоне, где они могут являться концентраторами напряжений и приводить к образованию трещин и неблагоприятного структурного состояния стали [3].

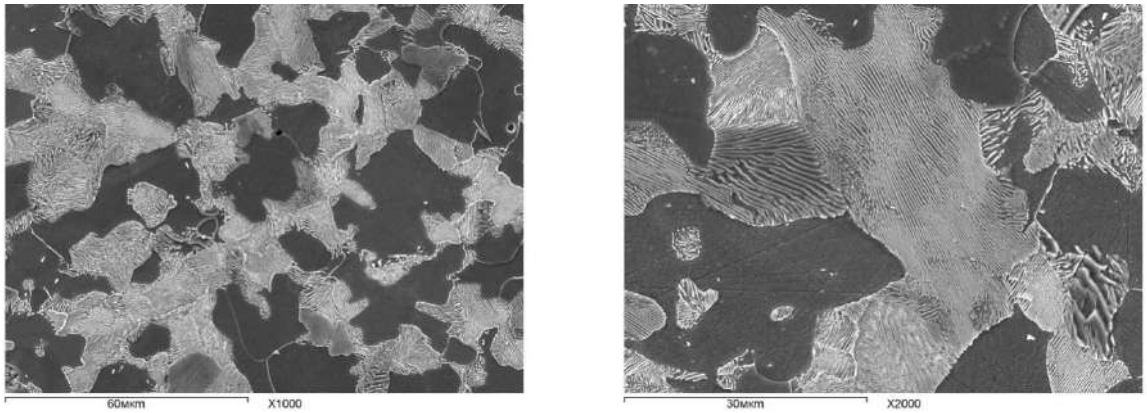
В рамках комплексной программы по обеспечению высокопрочными крепёжными изделиями ПАО «Камаз» проводилось освоение технологии изготовления колесных болтов в условиях ОАО «ММК-МЕТИЗ» [4]. Была поставлена задача разработки технологии производства крепежа из стали марок 32CrB4, 36MnB4 и 42CrMo4.

В рамках реализации программы проведено исследование образцов высокопрочного автомобильного крепежа из экономлегированных марок стали 32CrB4, 36MnB4, 42CrMo4 методами световой, сканирующей электронной микроскопии.

Одним из перспективных направлений производства высокопрочного крепежа является получение калиброванного проката с механическими и пластическими свойствами, позволяющими производить холодную высадку крепежных изделий с прочностными показателями класса прочности 10.9, 12.9. Чтобы получить оптимальные свойства калиброванного проката, нужно точно установить режим предварительной термической обработки. Типичная микроструктура сортового проката из среднеуглеродистых специальных легированных сталей после горячей прокатки включает феррит, пластинчатый перлит, бейнит. Сталь с пластинчатой морфологией перлита имеет худшую деформируемость и пластичность, более высокую прочность, чем с глобулярной морфологией цементита. Наиболее распространенной предварительной технологической операцией подготовки проката из среднеуглеродистых и легированных сталей перед ХОШ является сфероидизирующий отжиг в колпаковых печах продолжительностью до 40 часов и более. Но даже после столь длительных выдержек в структуре встречаются участки со следами пластинчатого перлита и не всегда обеспечивается равномерность свойств по длине бунта. В связи с этим актуальной является задача технологии сфероидизирующего отжига металлопроката, обеспечивающей однородность структуры и свойств по сечению и длине проката и рациональные условия высадки сложнопрофильных деталей. С целью исследования влияния структурного состояния горячекатаного проката на эффективность протекания сфероидизирующего отжига проведены лабораторные исследования режимов термообработки специальных легированных сталей. Для исследования был выбран горячекатаный прокат сталей марок:

- 32CrB4 (диаметром 17,0 и 21,0 мм);
- 42CrMo4 (диаметром 18,0 и 22,0 мм);
- 36MnB4 (диаметром 17,0 мм).

Металлографические исследования на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6610LV и оптическом микроскопе NEOPHOT-21 показали, что образцы проката стали марки 32CrB4 в исходном состоянии имеют ферритно-перлитную микроструктуру с соотношением перлита и феррита 50/50 (рис. 1, а, б). Образцы проката стали марки 42CrMo4 диаметром 18 мм обладали бейнитной структурой (рис. 2, а), в то время как образцы диаметром 22 мм имели ферритно-перлитную структуру с соотношением перлита и феррита 90/10 (рис. 2, б). Микроструктура горячекатаного проката стали марки 36MnB4 состояла из пластинчатого перлита 1-4 балла. Образцы подвергались сфероидизирующему отжигу по разным режимам в лабораторной электропечи. Отожженные образцы исследовали методом визуального определения соотношения глобулярного и пластинчатого перлита по ГОСТ 8233. Травление образцов осуществляли с помощью раствора «Ниталь» (4%-й раствор азотной кислоты в этиловом спирте). По результатам проведенных исследований сделан вывод о том, что при отжиге горячекатаного проката с исходной микроструктурой – пластинчатый перлит с высокой долей феррита (25–50%) – кинетически затруднен процесс сфероидизации перлита. Получение бейнитной микроструктуры в исходном сортовом прокате позволяет повысить эффективность протекания глобулизации перлита. Это приводит к эффективной сфероидизации и, как следствие, получению относительного сужения отожженного проката не менее 70 % и хорошей способности к ХОШ.




а б

Рисунок 1 – Микроструктура образца проката стали марки 32CrB4: а — х1000; б- -х2000

а б

Рисунок 2 – Вид микроструктуры образцов проката из стали марки 42CrMo4 диаметром 18 (а – ×1000) и 22 мм (б – ×1000)

Исследованы разные режимы отжига для сталей марок 32CrB4, 42CrMo, 36MnB4. Сфероидизация перлита кинетически затруднена и для достижения требуемого комплекса механических свойств и получения преобладающей доли глобулярного перлита эффективными являются несколько принципов построения режима сфероидизирующего отжига.

Наиболее благоприятные условия для сфероидизации выделений цементита реализуются при его растворении в аустените и последующем выделении в глобулярной форме в процессе медленного охлаждения. Сфероидизирующий отжиг металлопроката с исходной структурой пластинчатого перлита осуществляется по наиболее эффективному режиму, который состоит в нагреве до температуры двухфазной области (на 15-20$^0$С выше Ас1), с последующим медленным до температуры Ас1 на 45-50$^0$С.

Результаты исследования внедрены при производстве опытных партий колесных болтов М16х125, М16х135, М22х85. Проведенные испытания подтвердили достижение требуемого уровня механических свойств по классам прочности 10.9 и 12.9. При анализе полученных данных был сделан вывод о необходимости формирования свойств болтов не только при помощи термической обработки, но и с помощью пластической деформации. Предложено изготавливать болты с накаткой резьбы после проведения термической обработки. Полученные результаты могут использоваться для промышленного производства автомобильного крепежа, востребованного на российском рынке.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Технологические аспекты производства высокопрочных колёсных болтов из специальных легированных сталей / К.Г. Пивоварова, В.М. Тагирова, Т.А. Новикова, И.Г. Гун, К.Н. Рамазанов, С.А. Федосеев // Теория и технология металлургического производства. 2023. №3(46). С. 30-34.

2. Оптимизация технологических параметров производства калиброванного проката с использованием методологии робастного проектирования / К.Г. Пивоварова, Л.М. Тухветова, В.М. Тагирова, Н.С. Ясюкевич // Заготовительные производства в машиностроении. 2023. Т. 21. № 5. С. 224-228.

3. Влияние режима температурно-деформационной обработки специальных легированных сталей на структурное состояние и свойства проката / А.В. Колдаев, А.В. Амежнов, А.И. Зайцев, А.Б. Степанов // Металлург. 2017. №10. С. 30-34

4. Столяров А.Ю., Соколов А.А. «ММК-МЕТИЗ» – новые технологические решения и развитие производства // Металлургическое оборудование механических заводов. 2022. № 1(18). С. 4-10.

# ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО АЛМАЗНОГО МИКРОПОРОШКА

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

Поиск новых научных подходов и технологических решений, позволяющих добиться снижения давления спекания и, следовательно, себестоимости алмазных ПСТМ и улучшения их эксплуатационных характеристик, является сегодня одной из актуальных задач в области синтеза новых алмазных материалов. Исключение металлических примесей, катализирующих обратное превращение алмаз – графит, а также использование в качестве связующих компонентов микро- и нанопорошков тугоплавких соединений на основе карбидов, нитридов, боридов и др. позволяет активировать процесс спекания и существенно улучшить физико-механические характеристики синтезируемых алмазных композиционных и поликристаллических материалов [1].

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 [3].

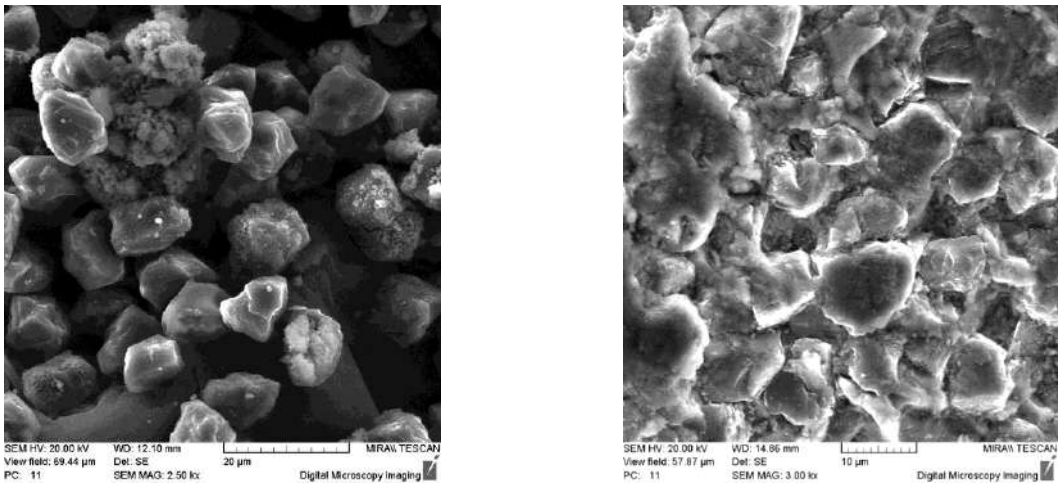
В настоящей работе представлены результаты спекания в условиях высоких статических давлений и температур алмазного микропорошка АСМ 14/10 после его газофазного модифицирования титаном. В качестве исходного материала использовали микропорошок алмаза АСМ 14/10 производства ЗАИ ПО «Кристалл» (г. Гомель). 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 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 титаном.

Из анализа полученных изображений видно, что титан на поверхность алмаза осаждаются в виде частиц округлой и продолговатой формы со скругленными гранями; их размер в основном находится в пределах 100–600 нм. На некоторой части

алмазных зерен покрытие сформировано в виде «шубы», практически полностью покрывающей поверхность алмаза, рис. 1, а.

После операции модифицирования алмазный порошок АСМ 14/10 (Ti) спекали в условиях высоких давлений и температур. Продолжительность спекания была равна – 15 с. 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.




а) б)

Рисунок 1 – Морфология образца алмаза АСМ(Ti): а – после модифицирования; б – после спекания под давлением 5,5 ГПа (х 5000)

Спеченный материал имеют поликристаллическое строение без видимых образований пор и несплошностей. По границам зерен алмаза выделяются тонкие прослойки, принадлежащие другим фазам. Важно отметить, что в диапазоне давлений и температур, в котором осуществляли спекание алмазных микропорошков с титаном, не происходит заметной графитизации алмаза, что предполагает достаточно высокие физико-механические характеристики разработанных материалов. Помимо этого, модифицирование микропорошков алмаза титаном позволяет проводить их термобарическое спекание при более низком давлении без графитизации алмаза. Это позволяет предположить, что наряду с высокодисперсной структурой материала возможно использование данного материала в лезвийном инструменте для обработки твердых сплавов, керамики, других труднообрабатываемых материалов.

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. Опубл. 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.

# ОЦЕНКА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ УПРУГОЙ ПОЛОСЫ С ЦЕНТРАЛЬНОЙ ПОПЕРЕЧНОЙ ТРЕЩИНОЙ

**Смирнов В.И.[1], Атрошенко С.А.[2]**
[1]*Петербургский государственный университет путей сообщения С.-Петербург, Россия,*
[2]*Институт проблем машиноведения РАН, С.-Петербург, Россия, satroshe@mail.ru*

Многоцикловое нагружение растянутой упругой полосы с центральной трещиной здесь рассматривается как простейшая расчетная схема для оценки остаточного ресурса (долговечности) железнодорожного рельса с внутренней поперечной трещиной в головке.

Пусть упругая полоса бесконечной длины и шириной $2b$ растягивается на бесконечности равномерным напряжением $p$ (рис.1).

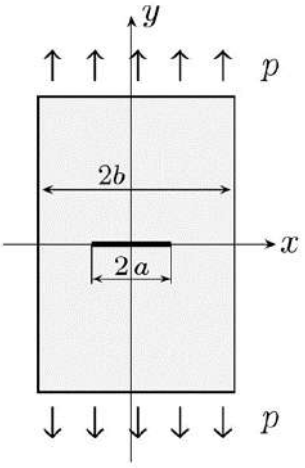



Рисунок 1 – Полоса с трещиной

Полоса содержит центральную поперечную трещину шириной $2a$. Ось $y$ направлена вдоль полосы, ось $x$ – вдоль трещины, начало координат – в центре трещины.

Для определения коэффициента интенсивности напряжений (КИН) используем метод плоских сечений. При $a/b \to 0$ на продолжении трещины ($z=0, x>a$) имеет место распределение разрывающего напряжения в неограниченной плоскости

$$\sigma_y(x,0) = \frac{px}{\sqrt{x^2-a^2}}, \quad y=0, \ x>a. \tag{1}$$

Коэффициент интенсивности напряжений в этом случае $K_I^\infty = p\sqrt{\pi a}$. Выделяем последний в (1) в явном виде

$$\sigma_y(x,0) = K_I^\infty \cdot \frac{x}{\sqrt{\pi a}\sqrt{x^2-a^2}}. \tag{2}$$

По аналогии с (2) для полосы конечной ширины полагаем, что напряжение выражается той же формулой, но с неизвестным КИН $K_I$, то есть

$$\sigma_y(x,0) = K_I \cdot \frac{x}{\sqrt{\pi a}\sqrt{x^2-a^2}}.$$

Уравнение равновесия отсеченной половины полосы ($z \ge 0$)

$$h\int_{-b}^{+b} p\,dx - 2h\int_a^b \sigma_y(x,0)\,dx = 0.$$

где $h$ – толщина полосы. Решаем уравнение равновесия относительно $K_I$

$$K_I = K_I^{\infty} \cdot Y_1(\alpha), \quad Y_1(\alpha) = 1/\sqrt{1-\alpha^2}, \quad 0 \le \alpha = a/b < 1. \tag{3}$$

где $Y_1(\alpha)$ – поправочная функция.

Приведем для сравнения еще некоторые значения поправочной функции, полученные разными авторами:

– *Irwin G.R.,* 1958, (КИН для периодически расположенных коллинеарных трещин в плоскости)

$$Y_2(\alpha) = \sqrt{(2/\pi\alpha)\mathrm{tg}(\pi\alpha/2)}\ , \tag{4}$$

– *Isida M.,* 1973

$$Y_3(\alpha) = 1 + 0.5948\alpha^2 + 0.4812\alpha^4 + 0.3963\alpha^6 + 0.3367\alpha^8 + ...O(\alpha^{72}), \tag{5}$$

– *Браун У., Сроули Дж.,* 1972

$$Y_4(\alpha) = 1 + 0.128\alpha - 0.288\alpha^2 + 1.525\alpha^3, \tag{6}$$

– *Сиратори М., Миёси Т., Мацусита Х.,* 1986 (уточненная формула Феддерсена)

$$Y_5(\alpha) = \left(1 - 0.025\alpha^2 + 0.06\alpha^4\right)\sqrt{\sec(\pi\alpha/2)}\ , \tag{7}$$

– *Benthem J.P., Koiter W.T.,* 1973

$$Y_6(\alpha) = \left(1 - 0.5\alpha + 0.326\alpha^2\right)\Big/\sqrt{1-\alpha}\ , \tag{8}$$

– *Панасюк В.В., Саврук М.П., Дацышин А.П.,* 1976

$$Y_7(\alpha) = \frac{1 + 0.0948\alpha^2 + 0.0588\alpha^4 + 0.0138\alpha^6}{\sqrt{1-\alpha^2}}. \tag{9}$$

Результаты расчетов по формулам (3)-(9) сведены в таблицу.

| Поправочный множитель $Y$, полоса с трещиной (формула) | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $\alpha$ | (3) | (4) | (5) | (6) | (7) | (8) | (9) |
| 0.2 | 1.021 | 1.017 | 1.025 | 1.026 | 1.024 | 1.021 | 1.025 |
| 0.3 | 1.048 | 1.040 | 1.058 | 1.054 | 1.058 | 1.051 | 1.058 |
| 0.5 | 1.155 | 1.128 | 1.187 | 1.183 | 1.186 | 1.176 | 1.187 |
| 0.7 | 1.400 | 1.336 | 1.485 | 1.472 | 1.487 | 1.478 | 1.487 |
| 0.8 | 1.667 | 1.565 | 1.788 | 1.699 | 1.814 | 1.808 | 1.814 |
| 0.9 | 2.294 | 2.113 | 2.332 | 1.994 | 2.577 | 2.574 | 2.576 |

При $a/b \to 1$ точность вычисления $Y_3(\alpha)$ заметно снижается, – требуется удерживать все большее число членов степенного ряда, а $Y_4(\alpha)$ в этой области дает заниженную оценку.

Циклическую трещиностойкость определим по формуле [1]

$$N = -\frac{1}{d}\int_{a_н}^{a_к} \frac{da}{(K_{I\,\max}/K_{Ic})^2 + \ln(1-(K_{I\,\max}/K_{Ic})^2)}\ , \tag{10}$$

где $N$ – число циклов нагружения, необходимое для роста трещины от начального $a_н$ до конечного $a_к$ размера, $K_{I\,\max}$ – максимальное значение КИН в цикле, $K_{Ic}$ – вязкость разрушения, $d$ – структурный параметр $d = 2K_{Ic}^2/(\pi\sigma_c^2)$, $\sigma_c$ – предел прочности при растяжении. Вычисления по формуле (10), в которой КИН принят с поправочной функцией (3), были выполнены при следующих исходных данных: $p = 13.6$ МПа, $\sigma_c = 777$ МПа, $a_н = 6.6$ мм, $a_к = 26.6$ мм, $b = 29.74$ мм, которые соответствуют

размерам внутренней поперечной трещины в головке железнодорожного рельса. Вязкость разрушения рельсовой стали от разных производителей меняется в диапазоне от 30 до 70 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$, однако при низких температурах может снижаться на 20-25% [2-4]. Также необходимо принять во внимание, что длительная эксплуатация приводит к изменению первоначальных физико-механических свойств металла рельсов [5-6]. Поэтому расчет *N* выполнен для двух значений $K_{Ic}$: минимальное – 25 и максимальное – 70 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$.

На рис.2 показана зависимость количества циклов от размера трещины. Очевидно сильное влияние критической трещиностойкости как механической характеристики материала на усталостную долговечность пластины.

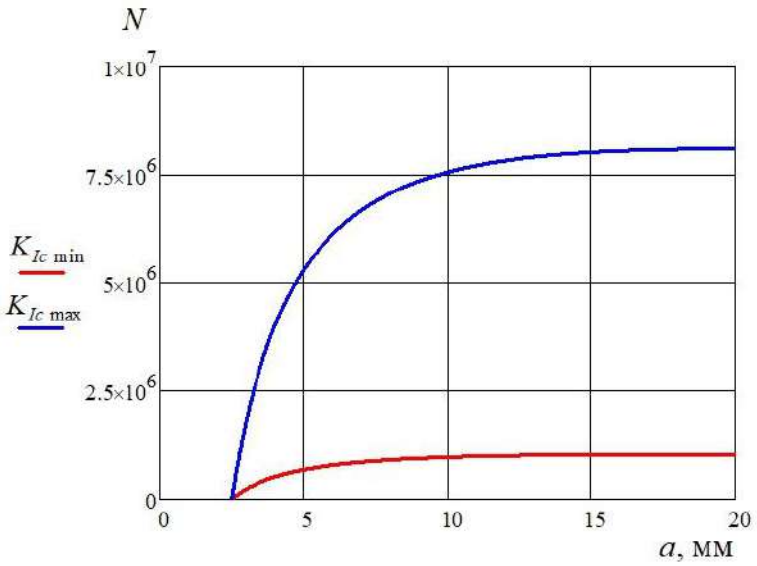



Рисунок 2 – Зависимость количества циклов от размера трещины

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Смирнов В.И., Видюшенков С.А., Майер С.С. Усталостное разрушение балки с внутренней поперечной трещиной при многоцикловом нагружении // Вестник гражданских инженеров. 2020. № 2 (79). С. 75–81.

2. Абдурашитов А.Ю., Георгиев М.Н., Межова Н.Я., Рейхарт В.А. О статической трещиностойкости железнодорожных рельсов и рельсовой стали // Заводская лаборатория. 1992. № 6. С.41-43.

3. Рейхарт В.А. К вопросу о надежности рельсов при низких климатических температурах // Вестник ВНИИЖТ. 1992. № 7. С.7-11.

4. Абдурашитов А.Ю., Крысанов Л.Г. Трещиностойкость рельсов с учетом условий эксплуатации // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2000. № 1. С.43-46.

5. Атрошенко С.А., Майер С.С., Смирнов В.И. Анализ усталостного разрушения рельсовой стали // Физика твердого тела, 2020, том 62, вып. 10. С.1573-1577.

6. Atroshenko, S., Smirnov, V., Maier, S. Engineering Failure Analysis 139 (September, 2022) 106445.

# ВЛИЯНИЕ ВОЛОЧЕНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ В СХЕМЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-Zr-Nb (ат.%) МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

**Мурадян А.А.[1], Шереметьев В.А.[1], Лукашевич К.Е.[1], Деркач М.А.[1], Андреев В.А.[2], Прокошкин С.Д.[1]**

[1]*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*

[2]*Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, Россия*

*kudryashova@misis.ru*

Сплавы с памятью формы (СПФ) за счет своих свойств, таких как, эффект памяти формы и сверхупругое поведение, нашли широкое применение в малоинвазивной хирургии, которая в настоящее время является одним из наиболее перспективных направлений в медицине [1]. Традиционно, для хирургии используется нитинол, обладающий высокими механическими и функциональными свойствами, а также биосовместимостью и высокой коррозионной стойкостью, однако никель оказывает токсическое действие на организм [2]. В связи с этим особый интерес представляют безникелевые метастабильные $\beta$-титановые сплавы [3].

Волочение – эффективный метод обработки металлов давлением для получения проволоки необходимого размера поперечного сечения с высоким качеством поверхности, отсутствием дефектов и относительной простотой конструкции оборудования.

В работе [4] показано, что сплав в мелкозернистом состоянии после холодного волочения и последеформационного отжига при 550 °C в течение 30 минут демонстрирует отличное сочетание функциональных и механических свойств: относительно высокую прочность ($\sigma_в$ = 624 МПа), достаточную пластичность ($\delta \approx 8\%$), разницу между дислокационным и фазовым пределами текучести и высокую сверхупругую деформацию ($\varepsilon_r^{se}{}_{max}$ = 3,3%). А дополнительное низкотемпературное старение при 300 °C в течение 30-180 минут приводит к образованию $\omega$-фазы, упрочнению сплава, уменьшению удлинения и значительному уменьшению сверхупругой деформации.

Цель данной работы: изучение закономерностей формирования микроструктуры, фазового состояния и кристаллографической текстуры в процессе термомеханической обработки, включающей холодное/теплое/горячее волочение и последеформационный отжиг в широком диапазоне температур и времени, и определение их влияния на механические и функциональные свойства сплава с памятью формы системы Ti-Zr-Nb для изготовления проволоки медицинского назначения.

Исследуемый СПФ Ti-18Zr-15Nb (в ат. %) был подвергнут различным режимам термомеханической обработки, включающей волочение при различных температурах, для получения проволоки различного диаметра и создания широкого диапазона структурно-фазовых состояний. При помощи световой микроскопии оценивали зеренную структуру. Рентгеноструктурный анализ позволил получить данные о фазовом составе сплава и кристаллической структуре фаз. Структуры и субструктуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии. Для исследования микроструктуры и кристаллографической текстуры использовали сканирующую электронную микроскопию (исследование методом дифракции отраженных электронов (EBSD).

Для оценки механических свойств сплава были проведены измерения микротвердости по методу Виккерса и статические испытания на растяжение до разрушения при комнатной температуре. Для определения функциональных свойств были проведены усталостные испытания на растяжение при комнатной температуре по схеме «деформация растяжением на $\varepsilon_c$=2% - разгрузка» до разрушения и функциональные циклические испытания по схеме: «деформация на 1% - разгрузка» с увеличением деформации в каждом последующем цикле на 1% до деформации 18%.

Всестороннее исследование сплава после применения термомеханической обработки, включающей холодное/теплое/горячее волочение, а также последеформационный отжиг позволят получить новые данные о структурообразовании и установить взаимосвязь в триаде «Обработка-Структура-Свойства» для разработки новых технологий производства тонкой проволоки медицинского назначения, обладающей повышенным комплексом функциональных свойств и высокой биосовместимостью.

***Данное научное исследование выполнено при финансовой подержке государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] C. Song. History and current situation of shape memory alloys devices for minimally invasive surgery. The Open Medical Devices Journal. 2010, v. 2(1).

[2] D. Schaumlöffel. Nickel species: analysis and toxic effects. Journal of Trace Elements in Medicine and Biology. 2012, v. 26(1), pp. 1-6.

[3] H. Y. Kim, J. Fu, H. Tobe, J. I. Kim, S. Miyazaki. Crystal structure, transformation strain, and superelastic property of Ti–Nb–Zr and Ti–Nb–Ta alloys. Shape memory and Superelasticity. 2015, v. 1, pp. 107-116.

[4] A. Kudryashova, K. Lukashevich, M. Derkach, O. Strakhov, S. Dubinskiy, V. Andreev, S. Prokoshkin, V. Sheremetyev. Effect of Cold Drawing and Annealing in Thermomechanical Treatment Route on the Microstructure and Functional Properties of Superelastic Ti-Zr-Nb Alloy. Materials. 2023, v. 16(14), 5017.

# МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ТРЕХМЕРНЫХ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ТКАНЕИНЖЕНЕРНЫХ КАРКАСОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЛАКТИДА

**Филатов С.А.[1], Долгих М.Н.[1], Эстевес Пас Аделина Эльза[2], Филатова О.С.[1], Гавриленко Н.А.[1], Батырев Е.В.[1], Юринок Е.А.[1], Гункевич А.А.[1], Савчина-Имбро Н.И.[1]**

[1]*Институт тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, fil@hmti.ac.by*

[2]*Центр изучения передового и устойчивого производства, Университет Матансас, Куба*

Цель работы – исследование возможности создания имплантатов с контролируемой биодеградаций методом 3D биопринтинга из биосовместимых композиционных материалов с наноразмерными наполнителями.

Для проведения экспериментов использовался полилактид $H(C_3H_4O_2)_nOCH_3$ (PLA) *CAS No:*33135-50-1, компании eSunMed, КНР (содержание металлов ≤10ppm, остаток мономера ≤1%, остаток катализатора ≤200ppm, остаток растворителя ≤0.5%). Порошок PLA растворяли в дихлорметане и смешивали с использованием ультразвука в течение 120 мин с раствором наногидроксиапатита (n-HA, NERCB, КНР) в ацетоне (ХЧ). Полученный раствор упаривали при комнатной температуре в вытяжном шкафу и подвергали вакуумной сушке в течение 24 ч при температуре 50 °С. Полученный композиционный материал измельчали в мельнице Fritzh и экструдировали полимерную нить для 3D принтера с диаметром 1,75 мм ± 0,07 мм (температура экструдера 165 °С). Для 3D биопринтинга использовался 3D FDM биопринтер с температурой экструдера 165–180 °С и толщиной слоя 0,2–0,4 мм.

Биопринтинг осуществлялся с помощью специализированного 3D принтера с диаметром сопла экструдера 0,4 мм и PLA полимера. Полученная 3D модель была использована для проведения механических испытаний и испытаний на биодеструкцию в водных растворах.

Установлено, что основным механизмом определяющим скорость разрушения PLA и матриксов из PLA, сформированных методом 3D печати (биопринтинга), является гидролиз основной цепи сложноэфирных связей. При этом гидролитическая деградация дополнительно катализируется вновь образованными карбоксильными группами расщепленных цепей PLA. Разрушение массивных фрагментов трехмерных конструкций тканеинженерных имплантатов из PLA может происходить быстрее, чем тонких участков, из-за накопления молочной кислоты и локализованного низкого значения pH (3,2–3,4), сопровождающего разрушение внутри объема полимера. Это может приводить к быстрому выходу молочной кислоты и олигомеров полилактида и сопровождаться токсической реакцией со стороны окружающих имплантат тканей.

Лабораторные (ускоренные) испытания биодеградации трехмерных тканеинженерных матриксов на основе PLA позволили получить сравнительную оценку скорости биодеградации полимерных и композиционных материалов на основе PLA и покрытий на таких материалах, предназначенных для применения в качестве биосовместимых имплантатов (имплантов). Разработанная лабораторная установка представляет собой жидкостный термостат с буферным теплоносителем (вода), в который помещается стерильная емкость с исследуемым имплантатом, находящимся в растворе имитационной жидкости организма SBF (синтетическая / имитированная биологическая жидкость). Режим испытаний предусматривает нахождение исследуемых образцов PLA в растворе SBF при температуре 37 °С …40 °С на период от 24 до 580 часов с периодическим контролем массы и структуры испытываемых образцов. Имитационная жидкость организма (SBF) представляет собой раствор с концентрацией ионов, близкой к концентрации ионов в плазме крови человека), близким значением pH и идентичной физиологической температурой. Применение SBF позволяет исследовать in vitro образование слоя апатита на поверхности имплантатов и позволяет прогнозировать биоактивность имплантатов in vivo. Наличие ионов

кальция и фосфата, присутствующих в растворе SBF, приводит к спонтанному росту микрочастиц апатита на поверхности тканеинженерного матрикса на основе PLA in vitro.

Кинетика диффузии SBF в полимер определяется величиной эффективного коэффициента диффузии D, который также имеет температурную зависимость, близкую к уравнению Аррениуса, которое описывает зависимость скорости химической реакции от температуры в виде

$$D = A \cdot e^{-Ea/RT}, \quad (1)$$

где A – предэкспоненциальный множитель, Ea – энергия активации, R – газовая постоянная, T – абсолютная температура ($D = 10^{-10} \ldots 10^{-9}$ м$^2$/с) [1]. (D(T) *в формуле (1)*)

Процесс диффузии молекул растворителя (SBF) в полимер определяется распределением концентрации растворителя $C_s$ по радиусу глобулы полимера

$$\frac{\partial C_s}{\partial \tau} = \frac{D(T)}{R^2}\left(\frac{\partial^2 C_s}{\partial x^2} + \frac{2}{x}\frac{\partial C_s}{\partial x}\right), \; 0<x<1, \; \tau>0, \quad (2)$$

где x=r/R – безразмерный радиус. При этом концентрация на поверхности $C_s(T)$ соответствует наибольшему размеру глобулы полимера при данной температуре T. Перенос продуктов разрушения из полимерных глобул в жидкую фазу определяется внутренней диффузией, так как на поверхности устанавливается равновесное значение концентрации, и определяет время деструкции образца, рисунок 1.

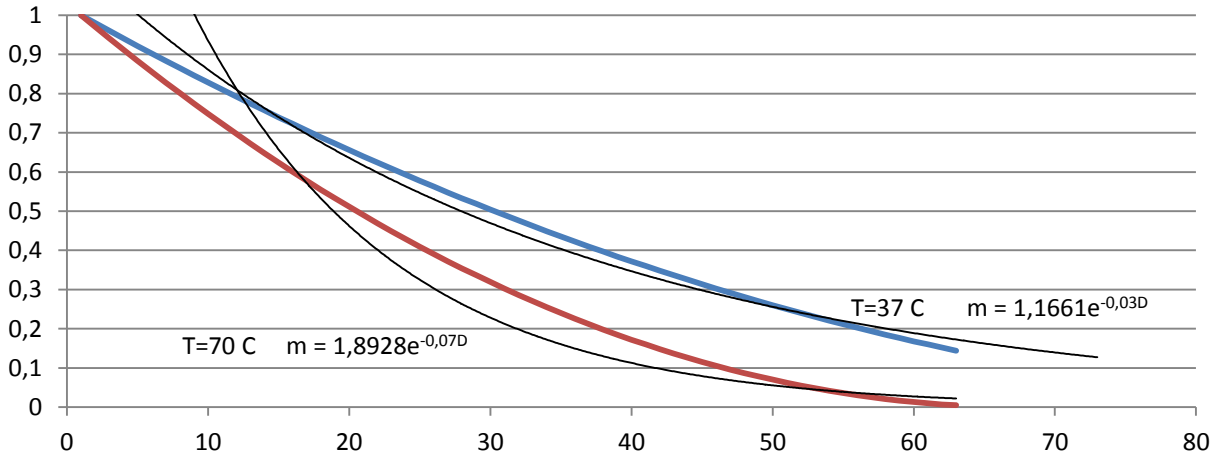



Рисунок 1 – Характерная диаграмма изменения относительной массы образца PLA при ускоренных испытаниях (период D до 80 дней) в растворе SBF с температурой 37 °C и 70 °C

Испытания для оценки механической хрупкости скаффолдов, представляющих трехмерную композицию из нитей PLA термопласта (с однонаправленными или разнонаправленными упрочняющими компонентами и ячеистыми компонентами), проводили по ГОСТ 4647-2015 «Межгосударственный стандарт. Пластмассы. Метод определения ударной вязкости по Шарпи» (ISO 179-1). Измерение ударной вязкости по методу Шарпи позволяют определить механические характеристики образцов из PLA при высоких скоростях деформации, когда нагружение прикладывается в виде удара в конструкции для 3-точечного изгиба с использованием маятникового копра. В классической процедуре измерений результат характеризует энергию удара, затраченную на разрушение образца. Типичные значения ударной вязкости по Шарпи для образцов со сплошным заполнением составляют 4,6–4,8 кДж/м$^2$, для образцов с градиентным заполнением – 3,5–4,0 кДж/м$^2$, в зависимости от типа заполнения.

Полученные результаты позволяют выявить особенности деградации сложных трехмерных конструкций имплантатов из PLA и сократить время испытаний и период разработки тестовых моделей. Фактором, определяющим особенности разрушения трехмерных структур, является деградация как на поверхности полимера, так и внутри объема полимера, с образованием мономеров и олигомеров, причем диффузия воды в объем полимера ухудшает микроструктуру полимера за счет образования внутренних полостей. Увеличение температуры и кислотности среды приводит к росту скорости биодеградации PLA.

Анализ математической модели биодеградации тканеинженерного матрикса на основе PLA позволяет сформулировать требования к компьютерной модели деградации трехмерных PLA имплантатов. Оценка механической прочности образцов скаффолдов и ее изменения при биодеградации с использованием SBF позволяет определить наиболее оптимальные параметры послойного формирования имплантатов методами аддитивных технологий 3D биопринтинга.

***Работа выполнена при поддержке Белорусского Республиканского Фонда фундаментальных исследований (проект № Т23КУБ007).***

ЛИТЕРАТУРА

1. Estévez, E.A.P., Mesa, R.F. & Pavlyukevich, N.V. Nonstationary Diffusion in Hydrolytic Degradation of a Porous Polymeric Matrix //J.Eng.Phys Thermophys 95, 1615–1623 (2022). DOI:s10891-022-02630-8 2

2. Филатов С.А., Долгих М.Н., Эстевес Пас Аделина Эльза, Филатова О.С., Гавриленко Н.А., Батырев Е.В., Юринок Е.А., Гункевич А.А., Савчина-Имбро Н.И. Синтез композиционных материалов на основе полилактида и наноразмерных наполнителей для биопринтинга// Сборник тезисов докладов Междунар. научной конф. «Моделирование синтеза и разрушения материалов» МСРМ-2023 г. Минск, Республика Беларусь, 2023)

# НЕКОТОРЫЕ СПЕЦИФИЧЕСКИЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕТЕРМИНАНТА УСТОЙЧИВОСТИ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ЧЕРЕЗ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ И КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ КОЭФФИЦИЕНТЫ

**Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В.**
*ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина», г. Донецк, РФ,*
*efbji@list.ru, chervin@dfti.donbass.com*

Развитие направлений современной науки, связанных с нанотехнологиями, с поисками альтернативных источников энергии, биофизикой, физической химией, с изучением высокомолекулярных биологических объектов, а также многокомпонентных систем, мотивирует многих исследователей обратиться к относительно простым, но универсальным, достаточно эффективным математическим методам описания свойств вещества. Такая методика изучения сложных систем в физике конденсированного состояния часто помогает обнаружить наиболее общие принципы, которые скрыты за разнообразием систем и их свойств. В этом контексте для понимания фундаментальных физических проблем и способов их решения, а также для описания устойчивости состояний вещества, его фазовых превращений и критических явлений (включая области разрушения) в различных случаях, необходимо с самых общих позиций рассматривать взаимосвязь термодинамических коэффициентов, описывающих дилатометрию и калориметрию, и их влияние на такие показатели, как, например, детерминант устойчивости [1].

Фазовый портрет физической системы, ее дилатометрические и калориметрические свойства удобно описывать, основываясь на формализме устойчивости равновесного состояния конденсированной среды [1–11]. Использование формализма термодинамики устойчивости фазового равновесия позволяет анализировать процессы, протекающие в твердых телах в переходной области (эффекты «размывания» границы раздела фаз, образование и поведение «гетерофазных» флуктуаций), в частности, в полимерных структурах [2]. В названном формализме используются такие макроскопические параметры, как термодинамические коэффициенты устойчивости фазы (КУ) (максимум КУ соответствует области фазового перехода), линейная комбинация КУ образует наиболее универсальную характеристику термодинамической системы – детерминант устойчивости $\mathrm{D_S}$.

В самой общей формулировке детерминант устойчивости (stability determinant) представляется в виде [1]:

$$\mathrm{D_S} = \frac{\partial(T,-P)}{\partial(S,V)}. \tag{1}$$

При этом устойчивость системы характеризуется условием $\mathrm{D_S} > 0$. В этом контексте любые критические явления (включая разрушение фазы, среды) будут наблюдаться при нарушении этого условия, т.е. при $\mathrm{D_S} \le 0$.

Путем элементарных преобразований, основанных на методологии якобианов, детерминант устойчивости традиционно [1] преобразуется к следующим двум наиболее известным формам. А именно, во-первых,

$$\begin{aligned}\mathrm{D_S} &= -\frac{\partial(T,P)}{\partial(S,V)} = \frac{\partial(P,T)}{\partial(S,V)}\frac{\partial(V,T)}{\partial(V,T)} = \frac{\partial(P,T)}{\partial(V,T)}\frac{\partial(V,T)}{\partial(S,V)} = \\ &= \left(\frac{\partial P}{\partial V}\right)_T (-1)\left(\frac{\partial T}{\partial S}\right)_V = \frac{T}{V}\cdot\frac{K_T}{C_V},\end{aligned} \tag{2}$$

а во-вторых,

$$\mathrm{D_S} = -\frac{\partial(T,P)}{\partial(S,V)} = \frac{\partial(P,T)}{\partial(S,V)}\frac{\partial(P,S)}{\partial(P,S)} = \frac{\partial(P,T)}{\partial(P,S)}\frac{\partial(P,S)}{\partial(S,V)} = \\ = \left(\frac{\partial T}{\partial S}\right)_P (-1)\left(\frac{\partial P}{\partial V}\right)_S = \frac{T}{V}\cdot\frac{K_S}{C_P}. \tag{3}$$

В выражениях (2) и (3) детерминант устойчивости определен через дилатометрические коэффициенты упругости $K_T$ и $K_S$, а также через калориметрические величины – изохорическую и изобарическую теплоемкости $C_V$ и $C_P$ [3–10].

Нетрудно выразить детерминант устойчивости только через калориметрические коэффициенты:

$$\mathrm{D_S} = -\frac{T}{C_V}\cdot\frac{l_T^{(P)}}{l_T^{(V)}} = \frac{T}{C_P}\cdot\frac{m_P^{(T)}}{m_V^{(T)}}. \tag{4}$$

Здесь наряду с теплоемкостями фигурируют следующие величины [3–10]:

$l_T^{(P)} = \left(\frac{\partial Q}{\partial P}\right)_T = T\left(\frac{\partial S}{\partial P}\right)_T$ – теплота изотермического сдавливания,

$l_T^{(V)} = \left(\frac{\partial Q}{\partial V}\right)_T = T\left(\frac{\partial S}{\partial V}\right)_T$ – теплота изотермического расширения,

$m_P^{(T)} = \left(\frac{\partial Q}{\partial V}\right)_P = T\left(\frac{\partial S}{\partial V}\right)_P$ – теплота изобарического расширения,

$m_V^{(T)} = \left(\frac{\partial Q}{\partial P}\right)_V = T\left(\frac{\partial S}{\partial P}\right)_V$ – теплота изохорного сдавливания.

Можно также получить формулы, связывающие детерминант устойчивости с ангармонизмом системы [10]:

$$\mathrm{D_S} = \frac{T}{V^2}\cdot\frac{\gamma_\mathrm{G}}{\alpha_\mathrm{P}} = -\frac{1}{V^2}\cdot\frac{1}{\alpha_P\alpha_S}. \tag{5}$$

В формуле (5) присутствуют коэффициенты расширения изобарического и адиабатического типа $\alpha_P = (1/V)(\partial V/\partial T)_P$ и $\alpha_S = (1/V)(\partial V/\partial T)_S$ соответственно, а кроме них, параметр Грюнайзена [6,11], который в наиболее распространенной форме выражается как

$$\gamma_\mathrm{G} = \frac{V}{C_V}\alpha_P K_T. \tag{6}$$

Наряду с этими определениями можно привести также и иные равенства смешанного типа. Например,

$$\mathrm{D_S} = T^2P^2\frac{\beta_S\beta_V}{C_PC_V}. \tag{7}$$

Более того, поскольку определяющий детерминант устойчивости якобиан можно представить в развернутой форме, то можно получить следующее выражение:

$$\mathrm{D_S} = \frac{\partial(T,-P)}{\partial(S,V)} = \left(\frac{\partial T}{\partial V}\right)_S\left(\frac{\partial P}{\partial S}\right)_V - \left(\frac{\partial T}{\partial S}\right)_V\left(\frac{\partial P}{\partial V}\right)_S = \\ = \frac{m_V^{(T)}}{TV\alpha_S} + \frac{TK_S}{VC_V}. \tag{8}$$

Заметим, что косвенным доказательством правильности полученных результатов могут служить «обратные» вычисления, связанные с тем, что выраженные через якобианы, полученные впервые соотношения можно привести к (2) и (3). В работе продемонстрировано, что в вычислениях можно использовать якобианы, как в сжатой, так и в развернутой форме. Причем в последнем случае возникает большое число вариантов выражений для детерминанта устойчивости, только один из которых продемонстрирован в настоящей работе. Это обусловлено тем, что каждая из производных, входящих в $D_S$, как и сам $D_S$, может быть преобразована путем умножения на различные единичные якобианы (как на калибровочные, так и на тривиальные).

Таким образом, в работе продемонстрирована глубокая связь детерминанта устойчивости с термодинамическими коэффициентами. При этом приводятся как выражения, связывающие только величины дилатометрического типа (связанные с изменением объема твердого тела), так и содержащие лишь калориметрические параметры, а также объединяющие те и другие.

ЛИТЕРАТУРА

1. Базаров И.П. Термодинамика. – М.: Высшая школа, 1991. – 376 с.

2. Привалко В.П., Новиков В.В., Яновский Ю.Г. Основы теплофизики и реофизики полимерных материалов. – Киев: Наукова думка, 1991. – 232 с.

3. Шелест В.В, Христов А.В. ФТВД, 29, №4, с. 73 (2019).

4. Червинский Д.А., Шелест В.В. «Применение исчисления внешних дифференциальных форм в термодинамике». Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии», Минск, с. 113 (2021).

5. 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, с. 238 (2021).

6. Червинский Д.А., Христов А.В., Шелест В.В. ФТВД, 31, №2, с. 12 (2021).

7. Христов А.В., Червинский А.В., Шелест В.В. ФТВД, 32, №1, с. 78 (2022).

8. Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В. ФТВД, 32, №2, с. 73 (2022).

9. Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В. «Определение параметра Грюнайзена из основного термодинамического калибровочного соотношения». Третья международная конференция «Физика конденсированных состояний», Черноголовка, с. 178 (2023).

10. Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В. «Связь комплексного ангармонизма с калориметрией в термодинамике устойчивости фазового состояния изотропной конденсированной среды». Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии», Минск, с. 148 (2023).

11. Червинский Д.А., Христов А.В., Шелест В.В. ФТВД, 33 , №2, с. 40 (2023).

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИСХОДНО МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

**Соловьева Ю.В.[1], Старенченко В.А.[1], Пилюгин В.П.[2], Мелкозеров Д.И.[2], Пантюхова О.Д.[1], Куц О.А.[1], Геттингер М.В.[1]**

*[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия*

*[2]Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*

*j_sol@tsuab.ru*

Работа посвящена экспериментальному исследованию особенностей формирования зёренных субструктур под воздействием мегапластических деформаций из исходного монокристаллического состояния интерметаллидов $Ni_3Ge$, $Ni_3Fe$ $Ni_3Al$, упорядоченных по типу $L1_2$. Важной проблемой, имеющей как научное, так и практическое значение, является формирование структуры и свойств ультрамелкозернистых поликристаллических материалов в процессе интенсивной пластической деформации. На процессы деформационного измельчения сплавов данного типа оказывает существенное влияние наличие дальнего порядка в расположении атомов различного сорта. Отличительной особенностью при получении ультрамелкозернистого состояния из исходно крупнокристаллических $L1_2$ сплавов является затруднённое, по сравнению с чистыми металлами и разупорядоченными сплавами, формирование субмикрокристаллического состояния, наблюдалось длительное сохранение крупных кристаллитов в структуре деформированного материала. Проведено комплексное изучение структуры и свойств монокристаллов $Ni_3Ge$, $Ni_3Fe$ $Ni_3Al$, сформированных в процессе, и в результате, высокоинтенсивной деформации в наковальнях Бриджмена кручением под высоким давлением. Применены различные структурные методы – дифрактометрические исследования с использованием рентгеновского синхротронного излучения, методы просвечивающей электронной микроскопии, выполнены фрактографические исследования.

Более детально исследовалась структура и механических свойств монокристаллов сплава $Ni_3Ge$, подвергнутых интенсивному деформационному воздействию методом кручения под высоким давлением и выявлены следующие общие закономерности:

- наблюдается существенная задержка формирования фрагментированной субструктуры, по сравнению с чистыми металлами, в частности с чистым. Методами рентгеноструктурного анализа и ПЭМ показано, что крупнокристаллические участки структуры сохраняются до сверхглубоких степеней деформации ($\varepsilon>3$);
- после деформации образца на величину равную половине одного оборота наковален ($\varphi=180°$, $\varepsilon\approx2,3$), локально наблюдается формирование нанофрагментированной субструктуры, минуя стадии формирования ячеистой и крупнофрагментированной субструктуры. Похожие процессы деформационного формирования локальной микрокристаллической субструктуры наблюдались при высокотемпературной суперлокализации монокристаллов $Ni_3Ge$ в условиях квазистатического сжатия.
- обнаружено, что в процессе деформационного разрушения дальнего атомного порядка наблюдается хрупко-вязкий переход. При деформации образца равной трём оборотам наковален, при которой наблюдается полное разрушение дальнего атомного порядка поверхность излома отражает вязкий характер разрушения, имеет ямочную структуру.

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

## АНАЛИЗ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg С МАЛОЙ ДОБАВКОЙ Zn/Cu

**Марданшина Т.М., Яковцева О.А., Тураева З.С., Михайловская А.В.**
*«НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия*
*Email: t.mardanshina@mail.ru*

Применение алюминиевых сплавов постоянно растет, особенно в авиации и машиностроении из-за хороших механических свойств при экономической доступности. Промышленность стремится к снижению веса конструкций без потери прочностных характеристик, снижению затрат на процесс получения готовой детали, в связи с этим используют разные методы получения изделий. Одним из таких методов является сверхпластическая формовка, которая позволяет получать тонкостенные изделия сложной геометрии с высоким качеством поверхности за одну технологическую операцию. Сверхпластическая формовка сплавов проходит в определенных температурно-скоростных условиях, для получения максимального экономического эффекта необходимо уменьшать температуру деформации и повышать скорость формовки.

Возможность получения больших удлинений в сплавах присуща материалам с размером зерна менее 10 мкм, доступные на сегодняшний момент материалы способны к деформации при низких скоростях сверхпластической деформации (не выше $10^{-3}$ $с^{-1}$). В результате время на формовку одной детали может достигать от нескольких часов до суток, что сдерживает использование данного метода в промышленности. Повышение скорости деформации представляет собой важную задачу, решение которой может быть обусловлено разработкой новых сплавов. Для получения новых сплавов с повышенными характеристиками крайне важно исследование механизмов сверхпластической деформации и их изменений в процессе деформации, что, в свою очередь, позволяет подобрать оптимальные температурно-скоростные условия деформации и ускорить процесс формовки.

Целью работы является определения влияния добавок Zn и Cu на сверхпластические свойства сплава типа AA5083. В работе были изучены сплавы системы Al-Mg добавками Zn или Cu, обозначенные по наличию легирующих элементов AlMgMnZrZn и AlMgMnZrCu, соответственно. Сплавы получены в лабораторной индукционной печи в шамотных тиглях. Температура расплава перед разливкой составляла 780°С. Разливку расплава слитков осуществляли в медную водоохлаждаемую изложницу. Перед горячей деформацией при температуре 420°С слитки подвергли трехступенчатому гомогенизационному отжигу при 350°С в течение 32 ч, при 420°С в течение 4 часов и при 480°С, 6 часов. После горячей прокатки с 20 мм до 10 мм следовали закалка с 480 °С и холодная прокатка с промежуточной гетерогенизацией сплавов при 220°С в течение 32 часов. В результате холодной прокатки получили листы толщиной 1 мм, из которых вырубили образцы, с размером рабочей части 14×6×1 $мм^3$.

Микроструктуры образцов литых, после отжига, прокатки, до и после сверхпластической деформации исследовали при помощи светового микроскопа Axiovert в поляризованном свете.

При отжиге в селитре и воздушной атмосфере, имитирующем нагрев и выдержку при температуре сверхпластической деформации в течение 15 минут, структура сплавов представлена в основном алюминиевым твердым раствором. После отжига холоднокатанных листов в области температур 400–520 °С сплавы имеют микроструктуру со средним размером зерна 7-8 мкм. Для выбора оптимальных температурно-скоростных условий деформации проводили испытания со ступенчатым повышением скорости. На рисунке 1 показаны зависимости напряжения течения и показателя скоростной чувствительности m от скорости деформации. Температура испытаний 0,87-0,94$T_{пл}$, выбрана в зависимости от температуры плавления сплавов. Сплавы показывают типичные для сверхпластичных материалов сигмоидальные зависимости напряжения течения и высокий показатель скоростной чувствительности *m* от скорости деформации. Сплав с добавкой Zn имеет значения *m* выше 0,5 до

скоростей деформации $1\times10^{-2}$ $c^{-1}$ во всем интервале температур, тогда как сплав с Cu сверхпластичен при этой скорости только при высоких температурах.

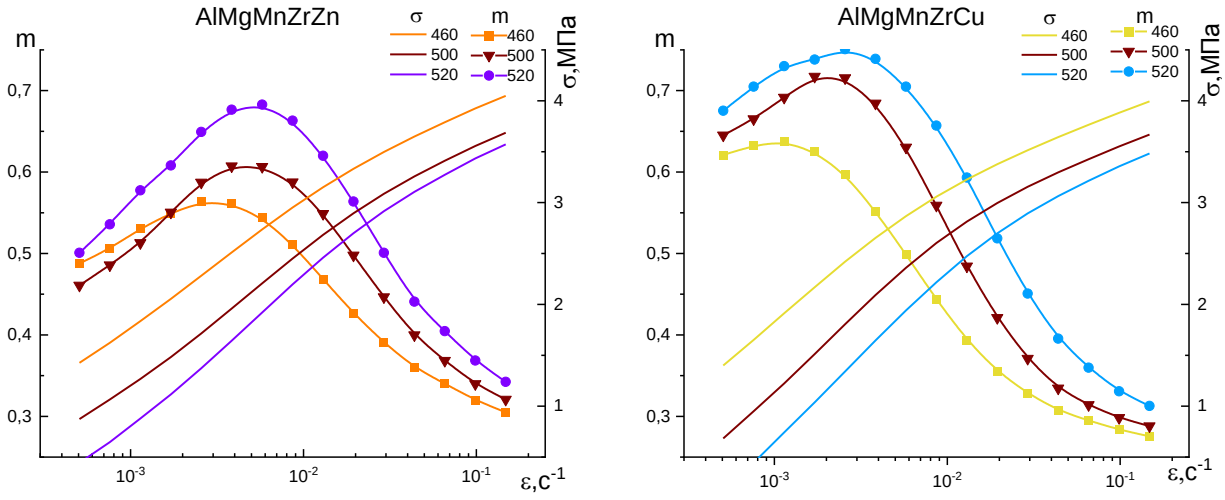



Рисунок 1 – Зависимости напряжения и показателя скоростной чувствительности m от скорости деформации для сплавов а) AlMgMnZrZn и б) AlMgMnZrCu

Оптимальной скоростью деформации сплавов выбрана скорость $5\times10^{-3}$ $c^{-1}$ и температура 480 ℃. Образцы испытаны с поддержанием постоянной скорости деформации, по результатам которых проведен анализ графиков зависимости напряжения от относительного удлинения (рисунок 2).

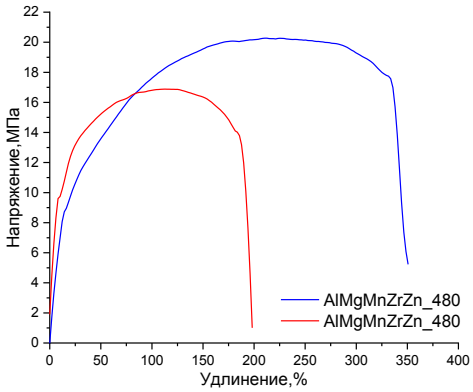



Рисунок 2 – Зависимость напряжения сплавов от удлинения при $5\times10^{-3}$ $c^{-1}$и температуре 480°C

Сплавы типа АА5083 сверхпластичны при подсолидусной температуре и скоростях до $5\times10^{-3}$ $c^{-1}$, достигая удлинений до 300%. Исследованный в работе сплав с добавкой цинка при той же скорости деформации $5\times10^{-3}$ $c^{-1}$ и температуре ниже подсолидусной (480 °C) сверхпластичен с удлинением до 350%, что говорит о благоприятном влиянии добавки на сверхпластические свойства сплава. В то время как сплав с добавкой меди демонстрирует лучшие свойства при температурах 500–520 °C, но удлинения не достигают 300%, следовательно добавка меди не влияет на свойства сплава.

***Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 23-79-01155.***

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДОСТИ И ПРОЧНОСТИ СТАЛИ 15Х2НМФАА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

**Марченков А.Ю., Свиридов Г.Б., Панькина А.А., Елисеева Е.П., Агафонов Р.Ю.**
*Национальный исследовательский университет «МЭИ», г. Москва, Россия*
*e-mail: art-marchenkov@yandex.ru*

Сталь 15Х2НМФАА применяется в энергетическом машиностроении для изготовления обечаек активной зоны реакторов и других узлов реакторных установок АЭС, работающих при температурах до 350°С (ПНАЭГ–7–008–89). В процессе длительной эксплуатации этой стали при повышенных температурах происходят изменения в ее микроструктуре, которые вызывают постепенную деградацию механических свойств. Причем в зависимости от действующих эксплуатационных факторов возможно снижение как характеристик прочности, так и показателей пластичности. В этой связи ответственные изделия, изготовленные из стали 15Х2НМФАА, подвергают периодическому контролю механических свойств.

В настоящее время в НИУ «МЭИ» ведутся разработки оперативных методов контроля механических характеристик этой стали, которые основаны на проведении инструментального индентирования при повышеных температурах. Инструментальное индентирование основано на внедрении в поверхность материала индентора в виде шара с регистрацией первичной диаграммы вдавливания в координатах «усилие – перемещение индентора», которую затем преобразовывают в диаграмму «напряжение при вдавливании (т.е. твердость) – деформация при вдавливании». Такая диаграмма, в свою очередь, имеет те же характерные участки и точки, что и условная диаграмма растяжения в области равномерной упругопластической деформации, поэтому по диаграмме вдавливания можно определить основные характеристики твердости испытуемого материала в области равномерной деформации с последующим пересчетом на соответствующие характеристики прочности. В НИУ «МЭИ» разработана собственная методика преобразования первичных диаграмм вдавливания в диаграмму растяжения [1] при комнатной температуре, а целью настоящей работы является установление возможности определения кратковременных характеристик прочности материала при повышенных температурах с использованием первичных диаграмм вдавливания.

Исследование проведено на заготовках из стали 15Х2НМФАА в виде прутков Ø20 мм, из которых были изготовлены стандартные цилиндрические образцы по ГОСТ 1497 для проведения испытаний растяжением и микрошлифы для проведения испытаний вдавливанием. Все испытания проводили на машине Instron 5982. Для проведения испытаний индентированием разработали дополнительную оснастку. Испытания растяжением выполняли согласно ГОСТ 1497 со скоростью деформирования 2 мм/мин при температурах 20, 200 и 300°С. Испытания вдавливанием выполняли с использованием индентора в виде стального шара диаметром 2,5 мм при этих же температурах ступенчатым нагружением с полной разгрузкой. Шаг нагрузки на каждой ступени был подобран при предварительных экспериментах, а максимальная нагрузка вдавливания составляла 187,5 кг (1840 Н). На каждой ступени диаграммы вдавливания рассчитывали глубину внедрения индентора *t* с использованием формулы

$$t = h + \gamma(\alpha - h), \quad (1)$$

где *h* – остаточная глубина отпечатка после полной разгрузки, α – полное перемещение индентора при максимальной нагрузке, γ – коэффициент, учитывающий

отношение модулей нормальной упругости испытуемого материала и материала индентора, принимавшийся равным γ = 0,5 для всех температур вследствие примерно одинакового изменения значений модуля нормальной упругости для индентора и испытуемого материала.

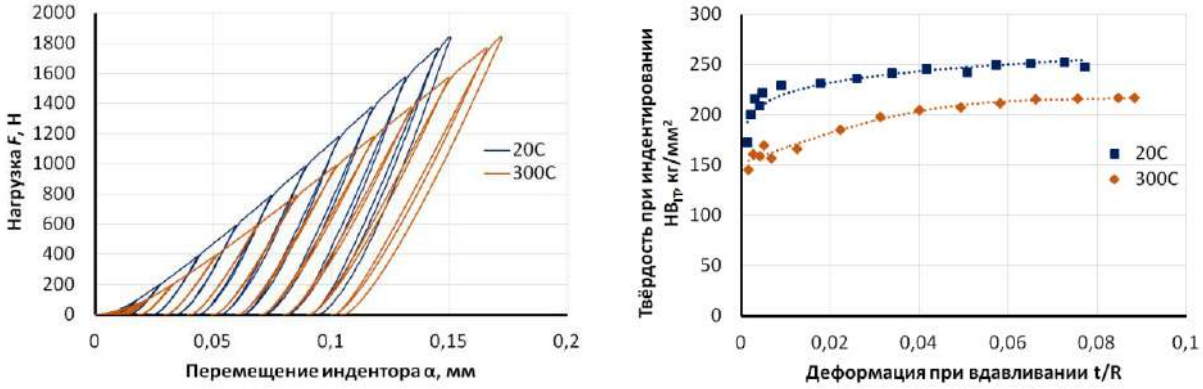
Следует отметить, что величина α содержит дополнительную («паразитную») деформацию, вызванную упругим деформированием испытательного оборудования и оснастки, поэтому для правильного вычисления α на каждой ступени нагружения были проведены предварительные испытания для оценки упругой податливости испытательного оборудования. В данной работе авторы использовали собственную методику оценки упругой податливости [2], однако для этих же целей можно использовать и другие методики, описанные, например, в ГОСТ 8.904.

После определения глубины отпечатка *t* на каждой ступени были рассчитаны значения деформации при вдавливании $\psi_{вд} = t/R$, где *R* – радиус индентора, и значения твердости при индентировании $HB_{IT}$ по формуле:

$$HB_{IT} = \frac{F}{2\pi Rt}\,, \qquad (2)$$

где *F* – максимальное значение нагрузки на заданной ступени нагружения.

В качестве примера на рис. 1а представлены две первичные диаграммы вдавливания при температурах 20 и 300°С, а на рис. 1б – перестроенные диаграммы вдавливания «твердость при индентировании $HB_{IT}$ – деформация при вдавливании $\psi_{вд}$».




а) б)

Рисунок 1 – Первичные (а) и преобразованные (б) диаграммы инструментального индентирования стали 15Х2НМФАА при температурах 20°С и 300°С

По преобразованным диаграммам вдавливания определяли основные характеристики твердости – максимальную твердость $(HB_{IT})_{max}$ и твердость на пределе текучести $(HB_{IT})_{0.2}$, соответствующую деформации при вдавливании $\psi_{вд}$ = 0,2%. Значения этих характеристик представлены в таблице 1. Полученные значения $(HB_{IT})_{max}$ и $(HB_{IT})_{0.2}$ при каждой температуре сопоставляли со значениями временного сопротивления $\sigma_B$ и условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ соответственно. Эти данные также представлены в таблице 1 в виде отношений $\sigma_B/(HB_{IT})_{max}$ и $\sigma_{0.2}/(HB_{IT})_{0.2}$. Из представленных соотношений видна достаточно устойчивая количественная взаимосвязь – отношения между соответствующими характеристиками прочности и твердости для стали 15Х2НМФАА сохраняются примерно на одном уровне при повышении температуры.

Таблица 1 – Механические характеристики стали 15Х2НМФАА при 20-300°С, определенные испытаниями растяжением образцов и инструментальным индентированием

| Вид испытания | Характеристика | Температура испытания, °С | | |
|---|---|---|---|---|
| | | 20 | 200 | 300 |
| Растяжение | Временное сопротивление ($\sigma_B$), МПа | 644 | 567 | 544 |
| | Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$ ), МПа | 497 | 470 | 435 |
| | Относительное предельное равномерное удлинение ($\delta_p$), % | 7,3 | 6,1 | 5,7 |
| | Относительное удлинение после разрыва ($\delta_5$), % | 15,0 | 13,5 | 12,0 |
| Индентирование | Максимальная твердость $(HB_{IT})_{max}$, МПа | 2 472 | 2 168 | 2 128 |
| | Твердость на пределе текучести $(HB_{IT})_{0.2}$, МПа | 1 980 | 1 648 | 1 589 |
| | Предельная равномерная деформация при вдавливании $(\psi_{вд})_p$, % | 7,3 | 7,0 | 6,6 |
| Сопоставление характеристик | Отношение $\sigma_B/(HB_{IT})_{max}$ | 0,261 | 0,262 | 0,256 |
| | Отношение $\sigma_{0.2}/(HB_{IT})_{0.2}$ | 0,251 | 0,285 | 0,273 |

Следует отметить снижение характеристик пластичности исследуемой стали при повышении температуры. При испытаниях растяжением установлено снижение предельного равномерного удлинения $\delta_p$ и конечного удлинения образца после разрыва $\delta_5$. На диаграммах индентирования выход на максимальные значения твердости происходит также при меньших значениях деформации при вдавливания $(\psi_{вд})_p$ с повышением температуры.

Полученные результаты демонстрируют общий характер изменения определяемых механических характеристик при испытаниях растяжением и вдавливанием индентора, и показывают возможность разработки обоснованных методик для оперативного определения характеристик твердости, прочности и пластичности материалов испытанием инструментальным индентированием, не требующих вырезки и испытания разрывных образцов.

***Исследование выполнено в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10140, https://rscf.ru/project/23-79-10140/***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Волков П.В., Каримбеков М.А., Жгут Д.А., Петрова М.П., Веремеева Н.О. Преобразование кинетических диаграмм вдавливания сферического индентора в диаграммы растяжения для металлических конструкционных материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2022. № 2. – С. 54-63.

2. Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Абусаиф Н., Стасенко Н.А. Оценка упругой податливости твердомера при кинетическом индентировании материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2019. №4. – С. 57-63.

# ОЦЕНКА ХЛАДНОЛОМКОСТИ И СИНЕЛОМКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ КИНЕТИЧЕСКИМ ИНДЕНТИРОВАНИЕМ

**Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Каримбеков М.А., Панькина А.А., Свиридов Г.Б., Цветкова Н.О.**

*Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва, Россия*

*e-mail: art-marchenkov@yandex.ru*

Явления хладноломкости и синеломкости могут оказывать существенное влияние на механические и служебные свойства конструкционных сталей. Хладноломкость проявляется при нагружении в условиях охлаждения до низких климатических температур, которые могут опускаться до 203К (-70°С) и ниже, а синеломкость – в условиях нагрева в интервале температур 423 – 623К (150 – 350°С). Вместе с тем, и при охлаждении, и при нагреве стали необходимо располагать более точным температурным интервалом, в котором проявляются и хладноломкость, и синеломкость. Это может позволить сравнивать и выбирать стали по способности противостоять хладноломкости и синеломкости, а также более обоснованно назначать температурные условия эксплуатации изделий машиностроения.

Оценка хладноломкости стали с выявлением температур вязко-хрупкого перехода при охлаждении и температурного интервала синеломкости при нагреве сталей представляет трудоемкий и материалоемкий процесс, требующий изготовления и испытаний серий образцов на ударный изгиб и растяжение на маятниковом копре и разрывной машине соответственно. В связи с этим в настоящем докладе авторы излагают разработанные ими методики оценки хладноломкости и синеломкости конструкционных сталей, которые более просты, производительны и менее материалоемки, чем существующие.

Предлагаемая методика оценки хладноломкости стали основана на кинетическом (инструментальном) индентировании в условиях охлаждения с регистрацией диаграмм вдавливания сферическим нденторoм и определением по ним твердости индентирования по Бринеллю $HB_{IT}$ согласно ГОСТ Р 56232-2014. Кинетическое индентирование стальных шлифов индентором диаметром $D$ = 2,5 мм выполнялось в режиме сжатия на машине Instron 5982. Шлифы устанавливались на предметном столике в температурной камере машины. Охлаждение шлифов происходило парами жидкого азота, подаваемого из сосуда Дьюара. На рис. 1а приведены кинетические диаграммы вдавливания «усилие $F$ – перемещение индентора $h$» для стали 07Х16Н6 и стали 35 при температурах 20°С и минус 70°С. По диаграммам вдавливания, полученным при разных температурах охлаждения, рассчитаны значения $HB_{IT}$. Располагая значениями $HB_{IT}$ при разных температурах охлаждения, можно построить низкотемпературные зависимости этой механической характеристики. На рис. 1б показаны эти зависимости для тех же сталей, что и на рис. 1а. Анализ этих зависимостей показал, что их можно описать степенным уравнением вида:

$$HB_{IT} = AT^{-b}, \tag{1}$$

где $A$ и $b$ – постоянные коэффициенты для данной стали.

Показатель степени $b$ в уравнении (1) является температурным коэффициентом твердости, который определяется по результатам двух испытаний индентированием:

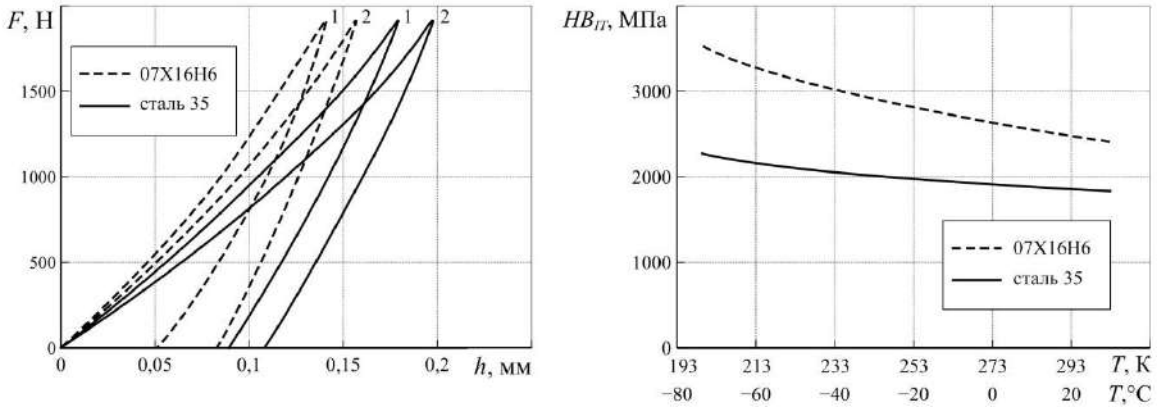
$$b = \frac{ln\left[\left(HB_{IT}\right)_T / \left(HB_{IT}\right)_{T_К}\right]}{ln\left(T_К / T\right)} \tag{2}$$

где $(HB_{IT})_T$ – твердость при пониженной температуре $T$; $(HB_{IT})_{Tк}$ – твердость при комнатной температуре $T_К$. Если $T$ и $T_К$ постоянны, то температурный коэффициент

твердости *b* однозначно зависит от отношения этих двух значений твердости. Обозначим это отношение символом γ и назовем его параметром хладноломкости:

$$\gamma = \left(HB_{IT}\right)_T / \left(HB_{IT}\right)_{T_K} \qquad (3)$$

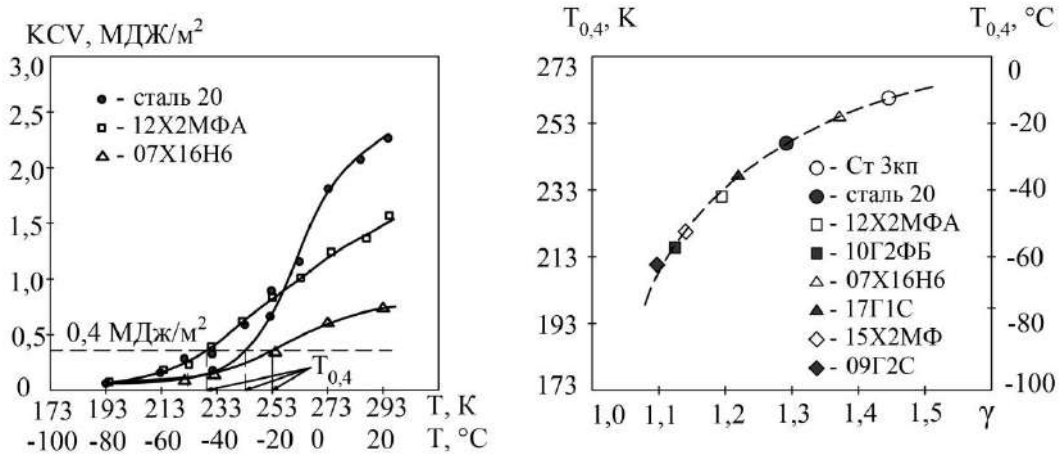
Чем выше γ, тем более склонна сталь к хладноломкости. Для исследуемых сталей разных структурных классов и марок параметр γ изменялся от 1,0 до 1,5.




а б

Рисунок 1 – Кинетические диаграммы вдавливания сталей 07Х16Н6 и 35 (а) и низкотемпературные зависимости твердости $HB_{IT}$ для этих же сталей (б): 1 – минус 70°С; 2 – 20°С

Для тех же сталей, которые были испытаны кинетическим индентированием, были изготовлены образцы с V-образным надрезом для испытаний на ударную вязкость согласно ГОСТ 9454-78. Испытания проводились на маятниковом копре Instron MPX-450 с регистрацией диаграмм динамического изгиба и определением ударной вязкости *KCV*, а также энергий зарождения и распространения трещины. В результате испытаний были получены низкотемпературные зависимости *KCV* с выявлением вязко-хрупкого перехода и определением критической температуры хрупкости $T_{0,4}$ по критериальному значению *KCV* = 0,4 МДж/м$^2$ (40 Дж/см$^2$). На рис. 2а показаны примеры низкотемпературных зависимостей *KCV* для нескольких сталей.




а б

Рисунок 2 – Изменение ударной вязкости *KCV* при понижении температуры (а) и связь критической температуры хрупкости $T_{0,4}$ с параметром хладноломкости γ

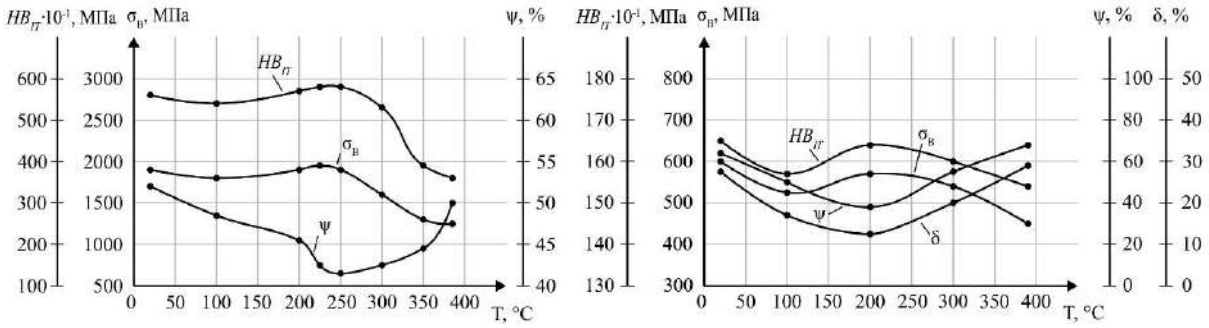
Между критической температурой хрупкости $T_{0,4}$ и параметром хладноломкости γ была установлена связь, представленная на рис. 2б:

$$T_{0,4} = K\gamma^{m}, \tag{4}$$

где для исследованных сталей $K$ = 195 К, $m$ = 0,768.

Экспериментальная проверка показала, что относительное различие значений $T_{0,4}$, определенных при $KCV$ = 0,4 МДж/м$^2$, от значений $T_{0,4}$, определенных по формуле (4), не превышает 15%.

Для выявления температурного интервала синеломкости стали известным способом были проведены испытания образцов на растяжение при нагреве до разных температур, не превышающих 380°С, с определением временного сопротивления $\sigma_B$, относительного сужения ψ или относительного удлинения δ. Кроме того, при нагреве сталей регистрировались кинетические диаграммы вдавливания, по которым определялась твердость индентирования $HB_{IT}$. На рис. 3 представлены зависимости $HB_{IT}$, $\sigma_B$, ψ или δ от температуры нагрева для канатной проволоки 70КК и стали 35.




а б

Рисунок 3 – Изменение механических свойств канатной проволоки 70КК (а) и стали 35 (б) при нагреве

Анализ механических свойств испытанных сталей при нагреве показал, что характер их изменения качественно сходен при повышении температуры до 380°С. Для всех сталей в этом интервале температур происходит повышение $HB_{IT}$, $\sigma_B$ и снижение ψ или δ, что подтверждало проявление синеломкости испытанных сталей. Следует отметить, что характер изменения $HB_{IT}$ и $\sigma_B$ аналогичен. При этом, максимальным значениям $HB_{IT}$ и $\sigma_B$ соответствуют минимальные значения ψ или δ. А температура нагрева, при которой $HB_{IT}$ и $\sigma_B$ максимальны, а ψ и δ минимальны, является самой опасной в температурном интервале синеломкости. Вместе с тем, учитывая известные связи $HB_{IT}$ с $\sigma_B$, для выявления температурного интервала синеломкости достаточно определения только $HB_{IT}$.

Таким образом, методика определения критической температуры хрупкости стали сравнительно проста и состоит в определении двух значений твердости кинетическим индентированием: одного значения при комнатной температуре, а другого - при пониженной температуре. А методика выявления температурного интервала синеломкости состоит в определении твердости кинетическим индентированием при трех-четырех температурах нагрева в интервале 423 – 623 К (150 - 350°С). Кинетическое индентирование при охлаждении и нагреве стали можно выполнить на одном шлифе на испытательной машине, снабженной температурной камерой.

***Работа выполнена в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00590, https://rscf.ru/project/22-19-00590/.***

# КИНЕТИКА ПРОПЛАВЛЕНИЯ СЛОЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ ЦЕНТРОБЕЖНЫМ ИНДУКЦИОННЫМ МЕТОДОМ

**Сосновский И.А., Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А.**
*ГНУ «объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»,*
*г. Минск, Республика Беларусь, e-mail: sos3@tut.by*

Кинетика плавления наносимого алюминиевого слоя при центробежной индукционной наплавке (ЦИН) оказывает существенное влияние на физико-механические и эксплуатационные свойства получаемых защитных покрытий. Это связано с тем, что они, как и большинство наплавляемых материалов являются термочувствительными, т.е. увеличение температуры наплавки и времени термического воздействия, как правило, оказывает негативное воздействие на формирование микроструктуры наплавляемого слоя. Поэтому необходимо было выполнить анализ кинетики плавления наносимого алюминиевого слоя и определить минимальное время плавления. Решение этой задачи осуществляется с помощью математической модели процесса продвижения фронта фазового перехода (фронта плавления) в условиях ЦИН.

Одним из наиболее эффективных методов решения теплофизических задач с изменяющимся агрегатным состоянием является приближенный метод, разработанный академиком Л.С. Лейбензоном [1], развитый также академиком А.В. Лыковым [2]. Сущность этого метода заключается в том, что функции распределения температуры в расплавленном и нерасплавленном слое подбираются так, чтобы они удовлетворяли граничным условиям. Подобранные таким образом функции подставляют в условие сопряжения на границе раздела фаз и решают полученное дифференциальное уравнение относительно координаты фронта фазового перехода $\xi$.

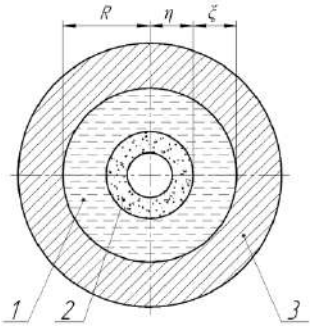
На основании ранее выполненных исследований в процессе индукционного нагрева при центробежной наплавке материалов (т.е. до достижения температуры плавления) распределение температуры по толщине наносимого слоя можно считать равномерным. Далее, учитывая квазистационарность процесса индукционного нагрева заготовки при больших значениях $F_o$, можно считать, что ее внутренняя поверхность разогревается с постоянной скоростью.

На основании этих допущений задача о плавлении наносимого слоя сводится к следующему. Имеется неограниченный полый цилиндр при температуре $T_0 = T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления наносимого материала). Температура наружной поверхности цилиндра линейно возрастает. Начиная с поверхности цилиндра образуется расплавленный слой толщиной $R–\eta = \xi$, где $\eta$ – расстояние от оси цилиндра до границы плавления (рисунок 1). Температура нерасплавленного слоя предполагается везде одинаковой и равной температуре плавления.

Известные методы решения тепловых задач для процесса центробежной индукционной наплавки (ЦИН) покрытий обладают следующими основными недостатками [3]: 1) не учитывается наличие радиационного теплообмена с поверхностей заготовки, что существенно снижает точность расчетов;

2) применявшиеся для решения этих задач операционные методы и метод конечных интервалов приводят к чрезвычайно громоздким математическим выражениям, требующим для расчета использования вычислительной техники, и не пригодны для инженерной практики;

3) отсутствуют основанные на известных решениях рекомендации по оптимизации технологических процессов.




1 – расплавленная зона; 2 – нерасплавленная зона; 3 – заготовка.

Рисунок 1 – Граничные условия при центробежной индукционной наплавке

***Разработка математической модели.*** На основании вышеприведенных соображений математическая задача формулируется так:

$$\frac{\partial T_1(r,\tau)}{\partial \tau} = a_1\left(\frac{\partial^2 T_1(r,\tau)}{\partial r^2} + \frac{1}{r}\frac{\partial T_1(r,\tau)}{\partial r}\right)\ (\tau\rangle 0; R\rangle r\rangle \eta; \eta = f(\tau)); \quad (1)$$

$$T_2(r,\tau) = T_0 = T_{ïë} = const; \quad (2)$$

$$T(\eta,\tau) = T_{ïë} = const; \quad (3)$$

$$T(R,\tau) = T_{пл} - b\tau; \quad (4)$$

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1(\eta,\tau)}{\partial r} = \rho\gamma_2 \frac{d\eta}{d\tau}, \quad (5)$$

где $T_1$ – температуры жидкой фазы (расплава), К; $T_2$ – температура нерасплавленного наносимого слоя, К; $\lambda_1$ – коэффициент теплопроводности жидкой фазы, Вт/м·К; $\lambda_2$ – коэффициент теплопроводности наплавляемой среды; $R$ – радиус внутренней поверхности заготовки, м; ρ – плотность присадочного материала, кг/м$^3$; b – темп нагрева, К/с; γ – удельная теплота плавления композиции из алюминиевого сплава, Дж/кг; η – расстояние от оси вращения до границы плавления, м; τ – время, с.

В соответствии с методом Л.С. Лейбензона [1] принимаем распределение температуры в расплавленной зоне по закону распределения температуры в полом цилиндре в стационарном состоянии, т.е.

$$T_1(r,\tau) = -\frac{b\tau\ln r + (T_{ïë} + b\tau)\ln\eta - T_{ïë}\ \ln R}{\ln\frac{R}{\eta}}. \quad (6)$$

Решение (6) удовлетворяет граничным условиям и дифференциальному уравнению (1). Подставляя решение (6) в граничное условие (5), получим

$$-\lambda_1 \frac{b\tau}{\eta\ln\frac{R}{\eta}} = \rho\gamma_2 \frac{d\eta}{d\tau}. \quad (7)$$

После интегрирования этого уравнения имеем:

$$\eta^2 \ln\frac{R}{\eta} - \frac{1}{2}\left(R^2 - \eta^2\right) = -\frac{\lambda_1 b}{\rho\gamma_2}\tau^2. \quad (8)$$

Трансцендентное алгебраическое уравнение (8) определяет зависимость между координатой фронта плавления η и временем τ. Исходя из полученных соотношений можно определить время полного плавления наносимого слоя $\tau_m$. При $\tau = \tau_m$, $\eta = R_0$ оно будет равно:

$$\tau_m = \sqrt{e^{5,7}\frac{\rho\gamma_2}{b\lambda_1}\left(\frac{1}{2}\left(R^2 - R_0^2\right) - R_0^2 \ln\frac{R}{R_0}\right)}. \qquad (9)$$

Определено, что минимальное время плавления композиции 75 масс.% алюминиево-кремниевого сплава АК12 + 25 масс. % порошка свинца ПС1 +5 % от массы сплава АК12 это флюс состава: 10 масс.% KCl + 50 масс.% NaCl +30 масс.% NaF + 10 масс.% $Na_3AlF_6$, составляет 60–65 сек. С увеличением темпа нагрева минимальное время плавления шихты уменьшается в 1,2 раза (см. рисунок 2). Также показано, что увеличение толщины покрытия приводит к увеличению времени плавления (см. рисунок 3). Для обеспечения минимального времени плавления слоя 60–65 сек толщина покрытия должна составлять 3–3,2 мм при темпе нагрева 7,5 К/с. При дальнейшем увеличении толщины покрытия минимальное время плавления, увеличивается.

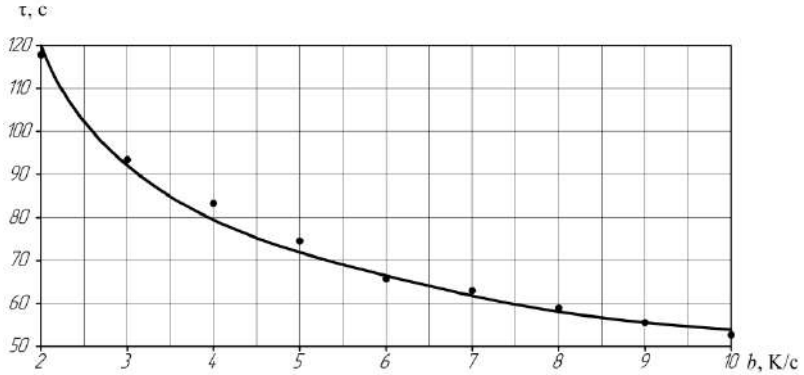



Рисунок 2 – Зависимость времени плавления от темпа нагрева детали, при толщине покрытия 3 мм

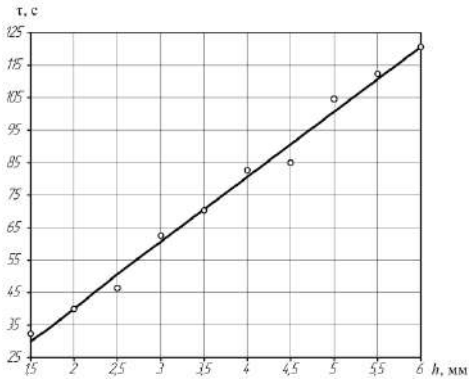



Рисунок 3 – Зависимость времени плавления от толщины наплавляемого покрытия, при темпе нагрева 7,5 К/с

Таким образом, в результате анализа технологической схемы и особенностей центробежной индукционной наплавки алюминиевых покрытий разработана математическая модель продвижения фронта фазового перехода в наплавляемом материале. Это позволило, в свою очередь, определить минимальное время, обеспечивающее плавление алюминиевого слоя при формировании наплавленного покрытия

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лейбензон, Л.С. Руководство по нефтепромысловой механике / Л.С. Лейбензон. – М. – Л.: ОНТИ НКТП СССР. – 1934. – 250 с.

2. Лыков, А.В. Теория теплопроводности /А.В. Лыков. – Минск: Высшая школа, 1967. – 600 с.

3. Сосновский, И. А. Термические параметры центробежного индукционного нанесения порошковых покрытий / И. А. Сосновский, Ю. Н. Гафо. – Инженерно-физический журнал. – 2011. – Т.84, № 6. – С. 1135–1142.

# ПРИМЕНЕНИЕ CALPHAD-ПОДХОДА ДЛЯ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА В СИСТЕМЕ Ti-Al

**Хина Б.Б.[1], Кулак М.М.[2]**
[1] *Физико-технический институт НАН Беларуси,*
*г. Минск, Республика Беларусь, khina@tut.by*
[2] *Институт технической акустики НАН Беларуси,*
*г. Витебск, Республика Беларусь, mmk_vit@tut.by*

Для СВС-процессов важной характеристикой является адиабатическая температура горения $T_{ad}$. Ее легко рассчитать для простейшей ситуации, когда в системе протекает только одна реакция с достаточно большой отрицательной энергией Гиббса, т.е. реагенты полностью превращаются в продукт. Для этого записывают условие баланса теплоты: энтальпия реагентов при начальной температуре $T_0$ равна энтальпии продуктов (твердых и жидких) при $T_{ad}$:

$$\sum_r \Delta H^0_{T_0}(r) = \sum_{pr} \Delta H^0_{T_{ad}}(pr), \tag{1}$$

где $\Delta H^0$ – энтальпия, $r$ – реагенты, $pr$ – продукты.

Учитывая зависимость всех термодинамических характеристик от температуры и возможности полного или частичного плавления продуктов реакции, запишем выражение (1) в следующем виде:

$$\sum_r \left[ \Delta H^0_{298}(r) + \int_{298}^{T_0} c_p(r)dT \right] = \sum_{pr} \Delta H^0_{298}(pr) + \sum_{pr_s} \int_{298}^{T_{ad}} c_p(pr_s)dT + \\ + \sum_{pr_m} \left[ \int_{298}^{T_m(pr_m)} c_p(pr_m)dT + \Delta H_m(pr_m) + \int_{T_m(pr_m)}^{T_{ad}} c_p(pr_m)dT \right], \tag{2}$$

где $\Delta H^0_{298}(r)$ и $\Delta H^0_{298}(pr)$ – стандартная (при 298 К) энтальпия реагентов и продуктов, соответственно, $c_p$ – теплоемкость, $T_m$ – температура плавления, $pr_m$ означает плавящиеся продукты, $\Delta H_m$ – энтальпия плавления последних.

Решая уравнение (2) численно с учетом зависимости теплоемкости от температуры $c_p(T)$, можно найти $T_{ad}$.

Для многокомпонентных многофазных систем величину $T_{ad}$ и равновесный состав СВС-продуктов при $T_{ad}$ можно рассчитать с помощью термодинамического моделирования (ТМ) по компьютерным программам, таким как *ISMAN-THERMO* (ИСМАН им. А.Г.Мержанова РАН), *Terra* (МГТУ им. Н.Э.Баумана) и др. Используя базу термодинамических данных (БТД) для большого числа веществ, они выполняют поиск минимума энергии Гиббса системы при заданных условиях. Однако такой метод ТМ годится только для ситуации, когда продуктами являются строго стехиометрические вещества, в то время как во многих СВС-процессах образуются соединения (карбиды, интерметаллиды и др.) с широкой областью гомогенности, в пределах которой их термодинамические параметры существенно изменяются.

В данной работе для ТМ СВС-процесса в системе *Ti-Al*, который применяют для синтеза жаростойких сплавов на основе фазы $\gamma$-*TiAl*, нами использован CALPHAD-подход (CALculation of PHAse Diagrams). В нем конденсированные фазы рассматриваются как растворы, и все параметры определяются на 1 моль раствора.

Для описания энергии Гиббса и энтальпии расплава и неупорядоченных твердых растворов замещения в CALPHAD-подходе используется модель регулярного раствора:

$$G_\varphi = \sum_i x_i G_i^\varphi + H_\varphi^{ex} - TS_{id}, \quad S_{id} = -R\sum_i x_i \ln x_i, \tag{3}$$

$$H_\varphi^{ex} = \sum_{i,j,\,j>i} x_i x_j L_{ij}^\varphi + \sum_{i,j,k,\,k>j>i} x_i x_j x_k L_{ijk}^\varphi, \quad i \neq j \neq k, \tag{4}$$

где $G_\varphi$ – энергия Гиббса фазы $\varphi$ в расчете на 1 моль раствора, $x_i$ – мольная доля $i$-го

компонента, $G_i^{\varphi}$ – энергия Гиббса *i*-го компонента в фазовом состоянии φ, $S_{id}$ – идеальная энтропия смешения, связанная только с хаотичным расположением атомов, $H_{\varphi}^{ex}$ – избыточная энтальпия смешения компонентов, обусловленная их химическим взаимодействием, $L_{ij}^{\varphi}$ и $L_{ijk}^{\varphi}$ – соответственно параметры парного (*i–j*) и тройного (*i–j–k*) взаимодействия атомов, *R* – универсальная газовая постоянная.

Параметры $L_{ij}^{\varphi}$ описываются в виде полинома Редлиха-Кистера-Муггиану:

$$L_{ij}^{\varphi} = \sum_n {}^nL_{ij}^{\varphi}\left(x_i - x_j\right)^n, \quad n \geq 0, \tag{5}$$

где ${}^nL_{ij}^{\varphi}$ – коэффициенты *n*-го порядка, зависящие только от температуры.

Для интерметаллидов и твердых растворов внедрения используется модель Хиллерта-Стэффансона. Например, фаза γ-*TiAl*, имеющая ГЦК-решетку с типом упорядочения $L1_0$, описывается структурной формулой $(Al_{y'_{Al}}, Ti_{y'_{Ti}})_{0.5}(Al_{y''_{Al}}, Ti_{y''_{Ti}})_{0.5}$, т.е. она состоит из двух подрешеток. Энергия Гиббса этой фазы описывается как [1,2]

$$G = G_{ref} + H_{ex} - TS_{id}, \tag{6}$$

$$G_{ref} = y'_{Ti}y''_{Al}G_{Ti:Al} + y'_{Al}y''_{Ti}G_{Al:Ti} + y'_{Al}y''_{Al}G_{Al:Al} + y'_{Ti}y''_{Ti}G_{Ti:Ti} \tag{7}$$

$$H_{ex} = y'_{Al}y'_{Ti}\left(y''_{Al}L_{Al,Ti:Al} + y''_{Ti}L_{Al,Ti:Ti}\right) + y''_{Al}y''_{Ti}\left(y'_{Al}L_{Al:Al,Ti} + y'_{Ti}L_{Ti:Al,Ti}\right), \tag{8}$$

$$S_{id} = -0.5R\left(y'_{Al}\ln y'_{Al} + y'_{Ti}\ln y'_{Ti} + y''_{Al}\ln y''_{Al} + y''_{Ni}\ln y''_{Ni}\right), \tag{9}$$

где $y_i'$ и $y_i''$ – доли атомов сорта *i* в 1-й и 2-й подрешетке, $G_{i:j}$, *i,j* = *Al*,*Ti* – энергия Гиббса смеси подрешеток, каждая из которых заполнена только атомами одного сорта; в параметрах *L* двоеточие разделяет подрешетки, а запятая разделяет атомы, находящиеся в одной подрешетке.

Для вышеуказанной структурной формулы фазы *TiAl* соотношение между атомной долей алюминия $x_{Al}$ и параметрами $y_i'$, $y_i''$, *i*=*Al*,*Ti*, запишется как

$$\begin{cases} \text{при } x_{Al} < 0.5: \ y'_{Ti} = 1, \ y'_{Al} = 0, \quad y''_{Al} = x_{Al}/0.5, \ y''_{Ti} = 1 - y''_{Al} \\ \text{при } x_{Al} \geq 0.5: \ y''_{Al} = 1, \ y''_{Ti} = 0, \quad y'_{Al} = \left(x_{Al} - 0.5\right)/0.5, \ y'_{Ti} = 1 - y'_{Al} \end{cases}. \tag{10}$$

Энтальпия вычисляется по известному соотношению $H = G - \partial G/\partial T$. Расчет величины $T_{ad}$ выполняется на основе уравнения баланса энтальпии, конкретный вид которого зависит от того, в какую область диаграммы состояния попадает точка с координатами [$x_{Al}^i, T_{ad}$], где $x_{Al}^i$ – атомная доля алюминия в исходной шихте. Поэтому вначале надо рассчитать соответствующий фрагмент равновесной диаграммы *Ti-Al*.

Термодинамическое равновесие фаз определяется из условия равенства химических потенциалов компонентов. Его необходимо записать для каждой пары фаз, находящихся в равновесии. В общем виде для контакта двух фаз φ и ψ (твердых и/или жидких), имеющих некоторую область гомогенности, условие равновесия для бинарной системы *A–B* ($x_A + x_B = 1$) при температуре *T* имеет вид

$$\mu_A^{\varphi}\left(x_B^{(0)\varphi}, T\right) = \mu_A^{\psi}\left(x_B^{(0)\psi}, T\right), \quad \mu_B^{\varphi}\left(x_B^{(0)\varphi}, T\right) = \mu_B^{\psi}\left(x_B^{(0)\psi}, T\right), \tag{11}$$

где $\mu_i^{\varphi}$ и $\mu_i^{\psi}$ – химические потенциалы *i*-го компонента, *i*≡*A,B,* в фазах φ и ψ, $x_B^{(0)\varphi}$ и $x_B^{(0)\psi}$ – равновесные концентрации элемента *B* в этих фазах при данной температуре.

Для бинарной системы химические потенциалы компонентов определяются как

$$\mu_A^{\varphi} = G_{\varphi} - x_B\, dG_{\varphi}/dx_B, \quad \mu_B^{\varphi} = G_{\varphi} + \left(1 - x_B\right) dG_{\varphi}/dx_B. \tag{12}$$

Равновесие стехиометрической фазы $Ti_aAl_b$ (например, $TiAl_2$, $TiAl_3$) с твердым раствором φ при температуре *T* определится из следующего условия:

$$x_{Al}^{Ti_aAl_b}[\mu_{Al}^{\varphi}(x_{Al}^{(0)\varphi}, T) - \mu_{Ti}^{\varphi}(x_{Al}^{(0)\varphi}, T)] = G_{Ti_aAl_b}(T) - \mu_{Ti}^{\varphi}(x_{Al}^{(0)\varphi}, T), \tag{13}$$

где $x_{Al}^{Ti_aAl_b}$ – атомная доля алюминия в стехиометрической фазе $Ti_aAl_b$, $G_{Ti_aAl_b}$ – энергия Гиббса этой фазы в расчете на 1 моль раствора.

Условие баланса энтальпии для простого случая, когда исходный состав $x_{Al}^{i}$ находится внутри области гомогенности некоторой фазы φ, например, $Ti_3Al$ с типом упорядочения $D0_{19}$, имеет вид

$$x_{Al}^{i}H_{Al}(T_0)+\left(1-x_{Al}^{i}\right)H_{Ti}(T_0)=H_{\varphi}\left(x_{Al}^{i},T_{ad}\right), \quad (14)$$

где $T_0$=298 K – начальная температура шихты, $H_{Al}(T_0)$ и $H_{Ti}(T_0)$ – энтальпия алюминия и титана при этой температуре, которые определяются по имеющейся в свободном доступе БТД SGTE, $H_{\varphi}\left(x_{Al}^{i},T_{ad}\right)$ – энтальпия фазы φ состава $x_{Al}^{i}$ при $T_{ad}$.

Для состава, находящегося в двухфазной области φ–ψ (например, $Ti_3Al$-$TiAl$), уравнение баланса энтальпии запишется в следующем виде:

$$x_{Al}^{i}H_{Al}(T_0)+\left(1-x_{Al}^{i}\right)H_{Ti}(T_0)=X_{\varphi}(T_{ad})H_{\varphi}\left(x_{Al}^{(0)\varphi},T_{ad}\right)+\left[1-X_{\varphi}(T_{ad})\right]H_{\psi}\left(x_{Al}^{(0)\psi},T_{ad}\right). \quad (15)$$

Здесь $H_{\varphi}\left(x_{Al}^{(0)\varphi},T_{ad}\right)$ и $H_{\psi}\left(x_{Al}^{(0)\psi},T_{ad}\right)$ – энтальпии фаз равновесного состава при $T_{ad}$, $X_{\varphi}(T_{ad})$ – мольная доля фазы φ при адиабатической температуре. Последняя определяется по правилу рычага:

$$X_{\varphi}(T_{ad})=\frac{x_{Al}^{(0)\psi}(T_{ad})-x_{Al}^{i}}{x_{Al}^{(0)\psi}(T_{ad})-x_{Al}^{(0)\varphi}(T_{ad})}. \quad (16)$$

По разработанной термодинамической модели нами проведен численный расчет равновесной диаграммы состояния системы *Ti-Al* и зависимости адиабатической температуры СВС от исходного состава. Использованы значения термодинамических параметров для всех фаз этой системы по данным работы [3].

Получено, что во всем интервале составов шихты, для которого взаимодействие в режиме СВС теоретически возможно (т.е. где $T_{ad}$ выше точки плавления алюминия $T_m(Al)$ = 933 K), значения $T_{ad}$ находятся ниже линий солидус рассчитанной равновесной диаграммы *Ti-Al*. Это связано с тем, что энтальпия образования всех фаз системы *Ti-Al* невелика по абсолютной величине, т.е. тепловыделение гетерогенных реакций недостаточно даже для частичного расплавления продукта взаимодействия.

Поскольку $T_{ad} > T_m(Al)$, в данной системе будет реализовываться неравновесный механизм взаимодействия в волне СВС: после плавления и растекания алюминия в высокотемпературной зоне волны СВС происходит растворение более тугоплавкого компонента (здесь – титана) и быстрая кристаллизация зерен продукта из пересыщенного расплава, локальный состав которого определяется исходным составов шихты и кинетикой растворения твердого реагента.

***Работа поддержана совместными белорусско-китайскими грантами Т19АРМ-032 и Т22КИ-043.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. Computational Thermodynamics: The Calphad Method. - Cambridge, UK: Cambridge University Press, 2007. - 313 pp.

2. Saunders N., Miodownik A.P. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. - New York, NY: Elsevier, 1998. - 479 pp.

3. Ansara I., Dinsdale A.T., Rand M.H. (eds.). COST 507: Definition of Thermochemical and Thermophysical Properties to Provide a Database for the Development of New Light Alloys. Thermochemical Database for Light Metal Alloys. - European Communities, 1988, v. 2, p.89-94.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛЬДА РАЗЛИЧНОЙ СОЛЕНОСТИ

**Бузник В.М., Родаев В.В., Самодуров А.А., Васюков В.М., Головин Д.Ю., Разливалова С.С., Тюрин А.И.**
*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия*
*tyurinalexander@yandex.ru*

Широкое внимание к освоению Арктики и регионов с холодным климатом, требует решения большого комплекса разнообразных задач. Одними из важнейших при этом, для многих практических приложений, являются задачи связанные с необходимостью использования большого количества дешевых, экологически безопасных строительных материалов, предпочтительно с использованием местных возобновляемых источников. Лед, повсеместно доступный в этих регионах, отвечает всем вышеперечисленным критериям (он экологически безопасен, его источники возобновляемы, он не требуют утилизации по окончании срока эксплуатации и т.д.). Однако он имеет малую прочность, высокую хрупкость и склонность к ползучести. Для улучшения свойств льда известны технологии его упрочнения и создания ледовых композитов (ЛК) с использованием макроскопических и микроволокнистых добавок. При этом, как правило, речь идет об упрочнении пресноводного льда. В тоже время в условиях Арктики и северных морских побережий имеет место широкое распространение соленого льда. Перспектива его использования для практических применений или использования в качестве основы для создания ледовых композитов требует проведения исследований влияния солености льда на его прочностные свойства.

Поэтому целью данной работы было исследование влияния солености льда на его физико-механические свойства.

Для подготовки растворов различной солености морскую соль (далее - соль) добавляли в дистиллированную воду в количестве, требуемом для приготовления растворов с содержанием в них соли *n* в количестве 0-3,5 масс.%. Выбор верхней границы диапазона концентраций соли был обусловлен типичным ее содержанием в морях северных широт [1, 2]. Для получения образцов льда дистиллированную воду и приготовленные растворы заливали в специально изготовленные фторопластовые кюветы с изолированными друг от друга ячейками размером 10x10x20 мм (для проведения испытаний на одноосное сжатие и индентирование) и 10x10x60 мм (для испытаний на трехточечный изгиб). Образцы замораживали в течение 48 ч при температуре -15 °С. Поскольку коэффициент теплопроводности льда более чем на порядок выше, чем у фторопласта, это техническое решение придавало тепловому потоку при кристаллизации преимущественное направление «сверху-вниз», что снижало внутренние напряжения и трещинообразование в образце.

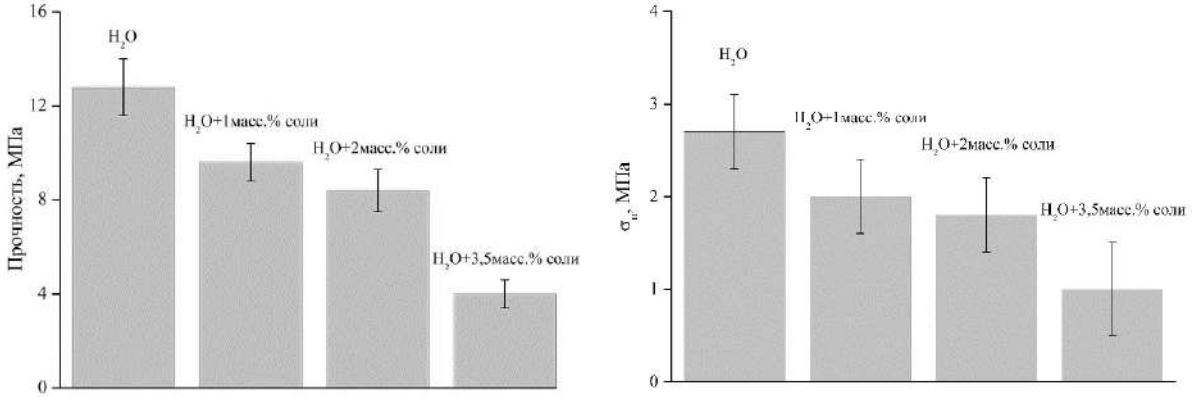
Механическую прочность изготовленных образцов исследовали методами одноосного сжатия, трехточечного изгиба и индентирования. Испытания проводили при температуре -15 °С. Для испытания была использована напольная двухколонная сервогидравлическая испытательная машина MTS 870 Landmark (MTS, США), снабженная специальным термостатом и пуансонами (одноосное сжатие и трехточечный изгиб) и динамический индентометр собственной конструкции (наноиндентирование).

При одноосном сжатии скорость относительной деформации образцов $\dot{\varepsilon}$ составляла $4{\cdot}10^{-3}$ $с^{-1}$. Мерой механической прочности являлось пиковое напряжение, выдерживаемое образцом при тестировании, которое определялось из диаграммы нагружения в координатах «инженерное напряжение одноосного сжатия – относительная деформация». Исследования показали, что увеличение концентрации соли приводит к понижению прочности льда (рис. 1*а*). Так, если прочность на сжатие льда, изготовленного из дистиллированной воды, составляла 12,8±1,2 МПа, то при *n* = 1 масс.% прочность получаемого льда снижалась до 9,6±0,8 МПа, при *n* = 2 масс.% - до 8,4±0,9 МПа, а при *n* = 3,5 масс.% – до 4,0±0,6 МПа. Меньшая прочность льда,

полученного из соленой воды, по сравнению со льдом, из дистиллированной воды, может быть обусловлена сегрегацией соли на границе зерен льда и в их стыках, что приводит к ослаблению межзеренной связи [3]. При этом содержание соли в данных областях может возрастать с увеличением ее концентрации в исходном растворе.

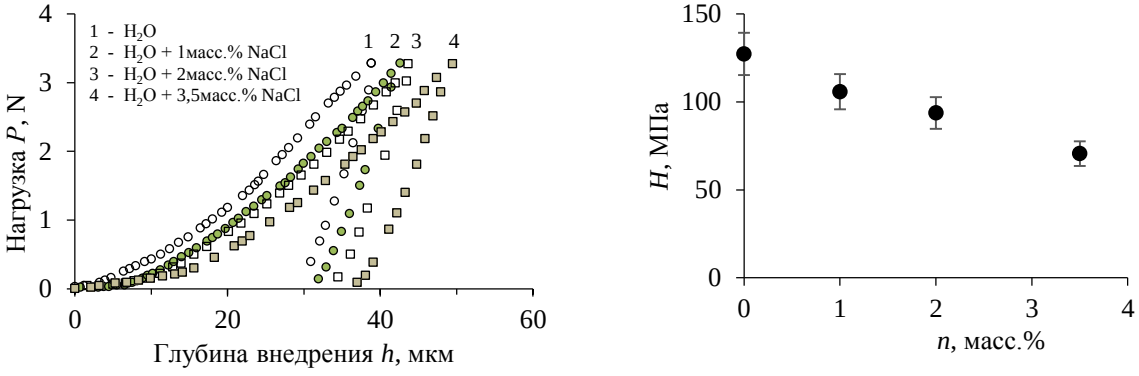
Для проведения исследований на трехточечный изгиб подготовленные образцы размещали на опоры расстояние между которыми составляло $L$ = 50 мм, их радиус $R$ равен 10 мм. Скорость перемещения активного пуансона составляла $u$ = 5 мм/мин, что соответствовало $\dot{\varepsilon}$ = 0,002 $с^{-1}$. Испытания проводили с регистрацией нагрузки и соответствующего прогиба испытуемого образца, используя автоматическую систему записи. При обработке результатов определяли прочность на изгиб $\sigma_и$ и модуль упругости при поперечном изгибе $E_и$. Анализ полученных данных для образцов чистого льда показывает, что значения $\sigma_и$ составляют единицы МПа (2,7±0,4 МПа), а $E_и$ - единицы ГПа (1,9±0,3 ГПа), что соответствует известным литературным данным для чистого пресного льда. Исследование льда различной солености на трехточечный изгиб показали, что значения $\sigma_и$ закономерно уменьшаются с ростом концентрации соли и при концентрации 3,5масс.% составляют 1,0±0,5 МПа (рис. 1*б*). Качественно эти изменения повторяют зависимость прочности на сжатие льда различной солености. Исследование льда различной солености на трехточечный изгиб показали, что значения $\sigma_и$ закономерно уменьшаются с ростом концентрации соли (рис. 1*б*). Качественно эти изменения повторяют зависимость прочности на сжатие льда различной солености.

Информативным с точки зрения характеризации механических свойств твердых тел является метод индентирования [4-9]. Были проведены исследований механических свойств льда различной солености инструментальным индентированием при температуре -15 °С. На рис. 2а показаны типичные *P-h* диаграммы, где *P* – нагрузка, приложенная к индентору, *h* - глубина отпечатка. Из рис. 2*а* следует, что по мере увеличения солености льда возрастает глубина остаточного отпечатка индентора, которая регистрируется автоматически. Из полученных *P-h* диаграмм были определены значения твердости для льда различной солености. Полученные числовые значения твердости *H* показаны на рис. 2*б*. Из рис. 2*б* видно, что твердость льда закономерно уменьшается с возрастанием солености. При этом при возрастании содержания соли в рассоле до 3,5% величина *H* уменьшается более, чем на 40% и составляет 57% от прочности пресного льда.




(а) (б)

Рисунок 1 – Прочность льда, полученного из воды различной солености при одноосном сжатии (*а*) и при трехточечном изгибе (*б*).




(а) (б)

Рисунок 2 – Типичные *P-h* диаграммы (*а*) и значения твердости H (*б*), полученные при инструментальном индентировании льда различной солености.

Таким образом, методами сжатия, индентирования и трехточечного изгиба были получены прочностные характеристики чистого пресноводного льда и льда различной солености. Показано, что увеличение солености, вплоть до концентраций характерных для морского льда северных широт, приводит к их существенному снижению. Характер зависимости определяемых характеристик от содержания соли оказался схожим для реализованных методов исследования. Это свидетельствует в пользу того, что возможные причины такого влияния могут быть одинаковыми, например, за счет ослаблением межзеренной связи из-за сегрегации соли на границе зерен и в их стыках.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-00577, https://rscf.ru/project/19-00577/.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Назинцев Ю.Л., Панов В.В. Фазовый состав и теплофизические характеристики морского льда. Санкт-Петербург: Гидрометеоиздат. 2000. 83 с.

2. G.W. Timco, W.F. Weeks. A review of the engineering properties of sea ice. Cold Reg. Sci. Technol. 2010. V. 60. P.107.

3. Barnes P.R.F., Wolff E.W. Distribution of soluble impurities in cold glacial ice. // Journal of Glaciology. 2004. V. 50(170). P. 311 – 324.

4. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Васюков В.М. Физико-механические свойства и микромеханизмы локального деформирования материалов с различной зависимостью твердости от глубины отпечатка // ФТТ. 2017. Т. 59. № 9. С. 1778-1786.

5. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Коренков В.В., Тюрин А.И. Динамическое наноиндентирование как метод исследования и характеризации механических свойств материалов в наноразмерном диапазоне // Нанотехника. 2004. № 1. С. 76-78.

6. Головин Ю.И., Тюрин А.И. Современные проблемы нано-и микротвердости твердых тел // Материаловедение. 2001. № 1. С. 14.

7. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Коренков В.В., Тюрин А.И. Определение времязависимых пластических свойств твердых тел посредством динамического наноиндентирования // ПЖТФ. 1997. Т. 23. № 16. С. 15-19.

8. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Тюрин А.И., Хоник В.А. Скачкообразная деформация объемного аморфного сплава $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ в процессе наноиндентирования // ФТТ. 2003. Т. 45. № 7. С. 1209-1212.

9. Головин Ю.И., Шибков А.А., Боярская Ю.С., Кац М.С., Тюрин А.И. Импульсная поляризация ионного кристалла при динамическом индентировании // ФТТ. 1988. № 11. С. 3491.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЗКОУПРУГИХ СВОЙСТВ И ПЛАСТИЧНОСТИ РАННЕЙ И ПОЗДНЕЙ ДРЕВЕСИНЫ СОСНЫ И ЕЛИ МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО ИЗМЕРЕНИЯ ЖЕСТКОСТИ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

**Тюрин А.И., Коренков В.В., Самодуров А.А., Тюрин В.А., Юнак М.А.**
*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия*
*tyurinalexander@yandex.ru*

Натуральная древесина до сих пор представляет большой интерес для различных инженерных и не инженерных приложений. Это во многом определяется совокупностью особенностей ее микроструктуры и механических свойств. По существу, любая древесина представляет собой иерархически организованный природный композит со сложной структурой и явно выраженной неоднородностью и анизотропией всех свойств [1,2]. В структуре древесины обычно выделяют несколько иерархических уровней – атомно-молекулярный; нано- (нанокристаллы, нанофибрилы), микро- (микроволокна, клеточные стенки), мезо- (клетки, крупные сосуды, радиальные лучи и др.) и макроуровень (годичные кольца, макроскопические дефекты структуры, трещины и др.) [3-7]. Именно они в совокупности формируют и определяют все многообразие физических, химических и механических свойств древесины [2-4]. Важно отметить, что в последнее время отмечается рост интереса к выявлению взаимосвязей между механическими свойствами отдельных элементов структуры в составе древесины (клеточные стенки, слоями ранней EW и поздней LW древесины в каждом годовом кольце и т.д.) и макросвойствами древесины [2, 8-10]. При этом наиболее важными остаются характеристики прочности и пластичности. Учитывая строение и характерные размеры клеток, как основных элементов структуры (характерная толщина клеточной стенки составляет единицы мкм, а характерный размер клетки – десятки микрон) наиболее перспективными и применяемыми методами для исследования их свойств являются методы наноиндентирования NI. Однако в литературе практически отсутствует информация о параметрах пластичности при NI различных видов древесины.

Поэтому цель данной работы заключалась в исследовании эффективных значений статических и динамических характеристик, микроструктуры, а также характеристик пластичности ранней и поздней древесины в условиях различных мод наноиндентирования NI.

В качестве образцов для исследования были выбрана древесина сосны обыкновенной (Pinus Sylvestris) и ели обыкновенной (Picea abies) столетнего возраста произраставших в лесах Центрально-Черноземного региона России. Образцы размером 30×30×100 мм вырезали из поперечного спила бревна и подвергали сушке при температуре 70°C до влажности 8%. Используемый режим обеспечивает бездефектную сушку древесины и не влияет на ее природные физико-механические свойства. Влажность образцов во время и после сушки контролировали методом взвешивания на аналитических весах. Длинная сторона образцов совпадала с радиальным направлением в стволе дерева. Все исследования структуры и свойств проводили на поперечном срезе древесины. Подготовку поверхности для исследования осуществляли обработкой абразивами с последовательно уменьшающимся размером зерна на шлифовально-полировальной машине до выявления четкой клеточной структуры до результирующей шероховатости (Ra) 250-300 нм (определялась на сканирующем зондовом микроскопе Veeco DiInnova SPM, Veeco-Digital Instruments, США). Затем с поверхности образца при помощи санного микротома Slide 4004M PFM (Pfmmedical, Германия) дополнительно срезали слой толщиной в несколько десятков микрометров.

В качестве методов исследования механических свойств древесины на различных масштабных уровнях использовали картирование поверхности с помощью нанотестеров G200 (Agilent, США), TI950 (Hesitron, США) и наноиндентометр (собственная разработка коллектива авторов). Максимальная нагрузка на острый

треугольно-пирамидальный индентор Берковича с кривизной вершины R ≈ 20 нм варьировалась в диапазоне 0.05–500 мН для измерения свойств в в пространственном диапазоне от размеров клеточной стенки до нескольких клеток в пределах годового кольцевого слоя. Для получения значений твердости (H) и модуля упругости (E) исходные экспериментальные данные обрабатывали по методу Оливера–Фарра (МОФ) [11], принятому в стандартах по NI ГОСТ 8.748-2011 и ISO 14577, и позволяющему определять значения H и E широкого класса материалов [12-16].

Для определения упругих и демпфирующих характеристик в нано- и микродиапазонах при наноиндентировании применялся метод CSM. Он заключается в наложении на приложенную нормальную нагрузку малоамплитудных гармонических синусоидальных колебаний P(t) = Pasinωt, где Pa – амплитуда добавочных гармонических колебаний, ω – частота. Благодаря этому метод CSM (в отличие от МОФ) позволяет регистрировать упругие и демпфирующие характеристики зоны деформации исследуемых материалов непрерывно in situ в процессе нагружения, а не после разгрузки индентора [17-23]. При этом модуль упругости E′ и модуль потерь E″ могут быть определены выражениями (1) и (2) [17-21]:

$$E' = \left(1-\nu^2\right)\frac{\sqrt{\pi}}{2\sqrt{A_c}}\frac{|P_0|}{|h_0|}\cos\delta \quad , \qquad (1)$$

$$E'' = \left(1-\nu^2\right)\frac{\sqrt{\pi}}{2\sqrt{A_c}}\frac{|P_0|}{|h_0|}\sin\delta \quad , \qquad (2)$$

где P0 – амплитуда гармонической нагрузки, h0 – амплитуда текущего гармонического колебания, $\delta$ – фазовый угол.

В данной работе все измерения в режиме CSM выполнены при постоянной скорости относительной деформации 0.05 с-1 и амплитуде гармонических осцилляций h0 = 2 нм, т.е. доля осциллирующей нагрузки составляла не более 1% по отношению к квазистатической, что соответствовало критерию малости малоамплитудного воздействия.

В результате проведенных исследований:

- определены числовые значения H и E для ранней и поздней древесины внутри годового кольца роста. Показано их существенное различие (LW демонстрирует существенно большие значения – в 2-5 раз по сравнению с EW);

– древесина как сосны, так и ели продемонстрировала сильные размерные эффекты. Числовые значения величин H и E уменьшаются с ростом нагрузки и размера зоны деформирования, соответственно при увеличении зоны деформирования от 200 нм до 40 мкм – величины H и E уменьшаются соответственно от 0,40±0,05 – 0,60±0,05 ГПа и 4,0±0,5 – 12,8±2 ГПа до 0,050±0,005 – 0,18±0,05 ГПа и 2,0±0,5 – 7,0±0,5 ГПа, в зависимости от типа (сосна или ель) и вида (LW или EW) древесины;

- проведенные исследования методом CSM позволили определить числовые значения модуля упругости E′ и модуля потерь E″ для обоих пород исследованной древесины и установить их зависимость от размера зоны деформирования. Показано, что при малых нагрузках, особенно в случае когда латеральный размер отпечатка меньше толщины клеточной стенки, E′ как для поздней, так и ранней древесины ели значительно выше, чем для древесины сосны. При больших нагрузках, когда латеральный размер отпечатка превосходит типичный поперечный размер клетки, величины E′ сосны и ели стремятся в пределах погрешности к близким значениям. Величина E" в EW и LW обоих пород (сосны и ели) с ростом зоны деформирования уменьшается по закону, близкому к экспоненциальному. Единственное отличие наблюдается только в при малых нагрузках и размерах зоны деформирования сопоставимых с размером клеточной стенки в LW сосны, для которых величина E" остается постоянной. Коэффициент демпфирования (или потерь) tg$\delta$ = E″/E′ показывает тенденцию к снижению и на уровне размеров от ширины клеточной стенки, до величины много больше поперечного размера клетки (при увеличении зоны

деформирования от 200 нм до 40 мкм, величина tg$\delta$ уменьшается от 0,38±0,1 – 0,85±0,1 до 0,07±0,03 – 0,15±0,05 - в зависимости от типа (сосна или ель) и вида (LW или EW) древесины.

- Определены характеристики пластичности исследованных образцов сосны и ели. Показано, для обоих пород в пределах погрешности они составляют (для сосны - $\delta_A^{EW}$ = 0.889±0.005 и $\delta_A^{LW}$ = 0.859±0.005 , для ели - $\delta_A^{EW}$ = 0.857±0.005 , $\delta_A^{LW}$ = 0.860±0.005). Можно отметить, что по этим характеристикам исследованные образцы, уступают только высокочистым металлам с ГЦК-, ОЦК- и ГПУ-решеткой, а также гранулированным перлитным и сорбитным сталям.

***Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-16-00231, https://rscf.ru/project/23-16-00231/).***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Chen C., Kuang Y., Zhu S. et al. // Nat. Rev. Mater. 2020. V. 5. P. 642.
2. Golovin Y.I., Gusev A.A., Golovin D.Y. et al. // J. Biores. Bioprod. 2023. V. 8. P. 246.
3. Díez-Pascual A.M., Gómez-Fatou M.A., Ania F. et al. // Prog. Mater. Sci. 2015. V. 67. P. 1.
4. Eder M., Arnould O., Dunlop J.W.C. et al. // Wood Sci. Technol. 2013. V. 47. P. 163.
5. Baghaei B., Skrifvars M. // Molecules. 2020. V. 25. № 12. P. 2836.
6. Schwarzkopf M., Muszyński L., Hammerquist C.C. et al. // Wood Sci. Technol. 2017. V. 51. P. 997.
7. Bourmaud A., Beaugrand J., Shah D.U. et al. // Prog. Mater. Sci. 2018. V. 97. P. 347.
8. Jakes J.E., Stone D.S. // Forests. 2021. V. 12. P. 1696.
9. Mania P., Nowicki M. // Bull. Pol. Acad. Sci. Techn. Sci. 2020. V. 68. P. 1237.
10. Golovin Y.I., Gusev A.A., Golovin D.Yu. // Nanomaterials. 2022. V. 12. P. 1139.
11. Oliver W.C., Pharr G.M. // J. Mater. Res. 1992. V. 7. № 6. P. 1564.
12. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г. и др. // ФТТ. 2017. Т. 59. № 9. С. 1778-1786.
13. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Коренков В.В., Тюрин А.И. // ПЖТФ. 1997. Т. 23. № 16. С. 15-19.
14. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // Материаловедение. 2001. № 1. С. 14.
15. Головин Ю.И., Шибков А.А., Боярская Ю.С., Кац М.С., Тюрин А.И. // ФТТ. 1988. № 11. С. 3491.
16. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Тюрин А.И., Хоник В.А. // ФТТ. 2003. Т. 45. № 7. С. 1209-1212.
17. Sudharshan Phani P., Oliver W.C., Pharr G.M. // J. Mater. Res. 2021. V. 36. P. 2137.
18. Hay J., Agee P., Herbert E. // Exp. Tech. 2010. № 5–6. P. 86.
19. Herbert E.G., Oliver W.C., Pharr G.M. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2008. V. 41. P. 074021.
20. Головин Ю.И., Коренков В.В., Разливалова С.С. // ФТТ. 2017. Т. 59. Вып. 6. С. 1106.
21. Oyen M.L., Cook R.F. // J. Mech. Behav. Biomed. Mater. 2009. V. 2. P. 396.
22. Merle B., Maier-Kiener V., Pharr G.M. // Acta Mater. 2017. V. 134. P. 167.
23. Jia Y.-F., Cui Y.-Y., Xuan F.-Z. et al. // RSC Adv. 2017. V. 7. P. 35655.

# СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛОСЫ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

**Андреев В.А.[1], Бондарева С.А.[2], Горшенков М.В.[2], Лайшева Н.В.[1], Рогачев С.О.[1,2], Тен Д.В.[2], Шамхалова А.А.[2], Шелест А.Е.[1]**
*[1]ИМЕТ РАН, Москва, Россия*
*[2]НИТУ МИСИС, Москва, Россия*
*email: rogachev.so@misis.ru*

В работе исследовано влияние знакопеременного изгиба на микроструктуру и механические свойства полосы из алюминиевого сплава ВД1. Полосу шириной 20 мм и номинальной толщиной 3 мм в отожженном состоянии (420 ºС, выдержка 1 ч, медленное охлаждение в печи) подвергали знакопеременному изгибу на прецизионной роликоправильной машине ARKU 25/21. Механические свойства определяли на полнотолщинных разрывных образцах. Электронно-микроскопические исследования проводили на трансмиссионном электронном микроскопе JEM-1400 (JEOL).

Установлено, что знакопеременный изгиб приводит к повышению предела текучести и сохранению пластичности. Наибольший достигнутый предел текучести составил 132,6 МПа, что в 1,3 раза больше по сравнению с отожженным состоянием сплава, при этом относительное удлинение, как в отожженном состоянии, так и после изгиба составило около 19 %.

Такое изменение механических свойств алюминиевой полосы связано с формированием в процессе изгиба дислокационной структуры. Так, согласно электронно-микроскопическим исследованиям, в структуре алюминиевого сплава сформировалась ячеистая дислокационная структура (рис. 1), однако плотность дислокаций относительно невысокая, что может быть связано со склонностью алюминия, обладающего повышенной энергией дефекта упаковки, к возврату.

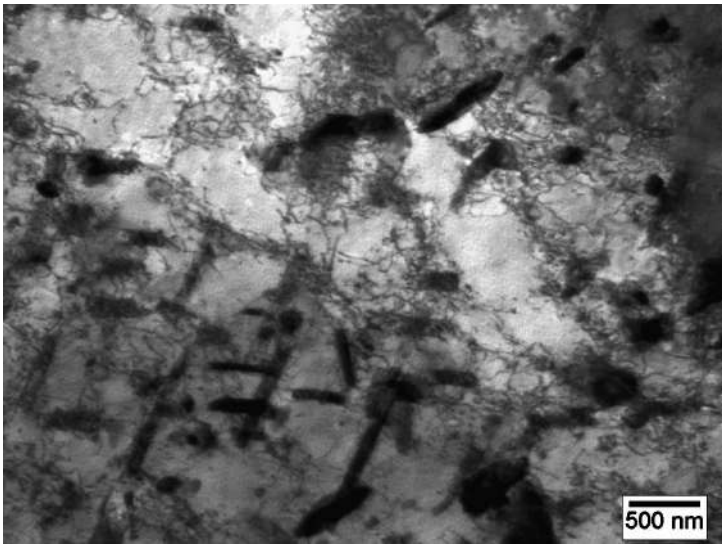



Рисунок 1 – Дислокационная структура сплава ВД1 после знакопеременного изгиба

Такая структура с одной стороны обеспечивает деформационное упрочнение и увеличение предела текучести, с другой стороны, возможность релаксации напряжений, сохраняя высокую пластичность сплава.

***Благодарность. Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00320-24-00.***

# ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-КАЛЬЦИЙ-ЦЕРИЙ

**Андреев В.А.[1], Барыкин М.А.[2], Карелин Р.Д.[1,2], Комаров В.С.[1,2], Лайшева Н.В.[1], Наумова Е.А.[2], Рогачев С.О.[1,2]**
*[1]ИМЕТ РАН, Москва, Россия*
*[2]НИТУ МИСИС, Москва, Россия*
*email: rogachev.so@misis.ru*

В недавних работах показано, что эвтектические алюминиевые сплавы с ограниченной растворимостью в твердом растворе, обработанные большими пластическими деформациями, обладают превосходным сочетанием прочности и пластичности [1], при этом тип эвтектических частиц оказывает определяющее влияние на достигнутый комплекс механических свойств [2]. В то же время поведение сложных алюминиевых эвтектических сплавов в условиях больших пластических деформаций мало изучено [3, 4].

В работе изучено влияния равноканального углового прессования (РКУП) на структуру и механические свойства тройного эвтектического алюминиевого сплава Al–6% Ca–3% Ce. РКУП образцов диаметром 20 мм и длиной 100 мм в исходно литом состоянии осуществляли при температуре 200 °C за 4 прохода, по маршруту прессования $B_C$, с углом между каналами 110°. Для характеристики образцов использовали оптическую микроскопию (микроскоп NIM-100) и испытание на растяжение (машина INSTRON-5966, скорость растяжения 0.002 $с^{-1}$).

Структура сплава в литом состоянии представляла собой эвтектику с некоторой долей дендритов алюминия. РКУП привел к формированию дисперсной и более однородной микроструктуры.

Пределы текучести и прочности сплава в литом состоянии составили 90 и 119 МПа, соответственно, а относительное удлинение около 1%. Низкий уровень механических свойств литого сплава связан с повышенной пористостью. В результате РКУП прочность сплава повышается в 2 раза, при этом значительно улучшается пластичность. Выявлена некоторая анизотропия свойств: прочность в поперечном направлении ниже на 5–15%, а относительное удлинение в 3 раза выше по сравнению с продольным направлением. После РКУП пределы текучести и прочности сплава в поперечном направлении составили 179 и 230 МПа, а в продольном – 208 и 239 МПа, соответственно. При этом относительное удлинение в поперечном и продольном направлении составило 15 и 5%, соответственно.

***Благодарность. Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00320-24-00.***

ЛИТЕРАТУРА

1. Rogachev S.O., Naumova E.A., Lukina E.A., Zavodov A.V., Khatkevich V.M., Materials. 14 (2021) 6404.
2. Rogachev S.O., Naumova E.A., Vasileva E.S., Sundeev R.V., Adv. Eng. Mater. 24 (2022) 2100772
3. Murashkin M.Y., Sabirov I., Medvedev A.E., Enikeev N.A., Lefebvre W., Valiev R.Z., Sauvage X., Mater. Des. 90 (2016) 433-442.
4. Akopyan T.K., Belov N.A., Lukyanchuk A.A., Letyagin N.V., Sviridova T.A., Petrova A.N., Fortuna A.S., Musin A.F., Mater. Sci. Eng. A. 802 (2021) 14063.

# ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА БАЛАНС ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВА Al–4Ca–0.8Mn ДОПОЛНИТЕЛЬНО ЛЕГИРОВАННОГО ЖЕЛЕЗОМ

**Рогачев С.О., Наумова Е.А.**
*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*
*email: rogachev.so@misis.ru*

Исследованы микроструктура и механические свойства алюминиевых сплавов эвтектического типа Al–4% Ca–0.8% Mn–(Fe) с массовой долей железа 0.5 и 1.3 % в исходно литом состоянии после их обработки методом кручения под высоким давлением (КВД). КВД плоских образцов диаметром 20 мм и начальной толщиной 1,5 мм проводили при комнатной температуре, давлении 4 и 6 ГПа за три оборота. Интерес к данной работе заключается в улучшении механических свойств сплавов системы Al–Ca–Mn–Fe, которые, наряду с такими достоинствами, как легкость, хорошая пластичность, высокая устойчивость к коррозии и отличные литейные свойства, в литом состоянии имеют невысокую прочность [1, 2].

Установлено, что во время КВД в структуре сплавов происходит перемешивание дендритов твердого раствора алюминия и частиц эвтектики с последующим их измельчением, что способствует получению более однородной и дисперсной структуры и обеспечивает более однородное распределение кальция в образцах. Однородность структуры повышается в направлении от центра к периферии образцов. В результате КВД в сплавах сформировалась бимодальная, но преимущественно нанокристаллическая структура; кроме этого эвтектические частицы $Al_4Ca/Al_{10}CaFe_2$ измельчились до наноуровня с последующей трансформацией большинства из них (не менее 70 %) в сегрегации кальция (нанокластеры). В результате структурно-фазовых превращений, обеспечивающих как эффективное упрочнение, так и возможность аккомодации (релаксации напряжений), достигнуто одновременное улучшение прочности (в 4–6.5 раз) и относительного удлинения (в 1.1–1.7 раз). Увеличение массовой доли железа с 0.5 до 1.3 % в сплаве обеспечивает меньший размер зеренно-субзеренной смеси, больший уровень прочности, но меньшую пластичность. В результате КВД у образца с массовой долей железа 0.5 % пределы текучести и прочности составили 520 и 640 МПа, а относительное удлинение 10 %; а у образца с массовой долей железа 1.3 % пределы текучести и прочности составили 685 и 770 МПа, а относительное удлинение 5 %. Изменение давления КВД в диапазоне 4–6 ГПа не влияет на полученный комплекс механических свойств образцов.

***Благодарность. Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 20-19-00746-П). Благодарим Черненок Т.В. за помощь в проведении исследований.***

ЛИТЕРАТУРА

1. Н.А. Белов, В.В. Дорошенко, Е.А. Наумова, В.Д. Илюхин. Структура и механические свойства отливок сплава Al - 6 % Ca - 1 % Fe, полученных литьем под давлением // Цветные металлы. 2017. № 3. С. 69–75

2. N.A. Belov, K.A. Batyshev, V.V. Doroshenko. Microstructure and phase composition of the eutectic Al – Ca alloy, additionally alloyed with small additives of zirconium, scandium and manganese // Non-ferrous Metals. 2017. N. 2. P. 49–54

# ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ ЗАЭКВИАТОМНОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЗУЛЬТАТЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО И СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ

**Черкасов В.В.[1], Комаров В.С.[1,2], Карелин Р.Д.[1,2], Хмелевская И.Ю.[1], Прокошкин С.Д.[1]**
*НИТУ МИСИС[1], Москва, Россия*
*ИМЕТ РАН[2], Москва, Россия*
*v.basenchikov@yandex.ru*

Сплавы с эффектом памяти формы (СПФ) на основе никелида титана (TiNi) являются наиболее распространенными функциональными материалами, которые находят свое применение в различных отраслях. Дополнительные возможности управления структурой, комплексом механических и функциональных характеристик, а также температурами протекания прямого и обратного мартенситных превращений (МП) в заникелевых СПФ TiNi связаны с протеканием в сплаве процессов старения. Данные процессы могут протекать как непосредственно во время деформации, так и в результате последеформационного отжига.

В данной работе представлены результаты исследований СПФ Ti-50,8 ат.%Ni после деформации сжатием со степенью накопленной деформации *e* = 0.5, 0.9 и 1.3 при температурах от 300 до 500 ºС. В данном температурном интервале протекают конкурирующие процессы динамической полигонизации и динамического деформационного старения (ДС).

Установлено, что с увеличением степени накопленной деформации твердость практически не изменялась, что свидетельствует о достижении установившейся стадии деформации. С увеличением температуры деформации твердость плавно снижалась. В интервале температур 430-500 ºС наблюдалось резкое снижение значений твердости (с 314 до 284 ед. HV), что обуславливается повышением температур МП за счет интенсивного выделения частиц $Ti_3Ni_4$ в ходе ДС которое приводит к обеднению матрицы никелем. Значения твердости после ДС в сочетании с статическим старением (СС) при температуре 430 ºС в течение 1 часа повысились на 40 ед. HV, и не изменились после увеличения продолжительности СС до 10 часов.

По результатам рентгенофазового анализа установлено, что при комнатной температуре материал преимущественно находится в B2-фазе. Расчет ширины линии $110_{B2}$ показал, что после ДС с увеличением температуры деформации ширина линии $110_{B2}$ плавно снижалось, что свидетельствует о снижении дефектности решетки. ДС при температуре 430 и 500 ºС с последующим $СС_{1\ час}$ приводит к увеличению ширины линий $110_{B2}$, что может быть связано с формированием наиболее благоприятной структуры для выделения наноразмерных когерентных частиц избыточной фазы $Ti_3Ni_4$ вносящих вклад в искажение кристаллической решетки.

В результате проведения просвечивающей электронной микроскопии после ДС при температуре 430 ºС и степени накопленной деформации *e* = 0.9 частиц избыточной фазы $Ti_3Ni_4$ визуально обнаружено не было, что связано с их малым размером (не более 5 нм). ДС+$СС_{1\ час}$ привело к значительному росту частиц $Ti_3Ni_4$, что позволило визуально оценить их средний размер (30-40 нм).

Таким образом показано, что процессы ДС протекающие в температурном интервале 430-500 ºС приводят к формированию субструктуры благоприятной для протекания СС, что позволяет прецизионно регулировать функциональные свойства.

***Исследование выполнено при финансовой поддержке Государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.***

# СВЕРХИЗЛУЧЕНИЕ В ОПТИЧЕСКИ ПЛОТНЫХ СРЕДАХ С УЧЕТОМ ЭФФЕКТА БЛОХА - ЗИГЕРТА

**Колесенко В.М.[1], Колесенко А.В.[2], Русецкий Г.А.[1]**
*[1]ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь*
*[2]Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*
koles@physics.by

В настоящее время сверхизлучение широко применяется в исследованиях различных физических систем, включая плотные газы, молекулярные агрегаты, коллоидные нанокристаллы, дефекты и квантовые точки в твердотельных материалах [1-3]. Данное явление обладает значительным потенциалом для практических применений, таких как создание лазеров со значительно уменьшенной шириной линии, запутанных многофотонных квантовых источников света, квантовой памяти, спиновых магнетрометров и мазеров, работающих при комнатной температуре. Поэтому представляет значительный интерес детальное описание сверхизлучения [4,5]. Так в работах [6,7] теоретически описано сверхизлучение, возникающее в тонких (толщина среды много меньше длины волны возбуждающего импульса) резонансных средах под действием импульса в форме гиперболического секанса, и получены модифицированные уравнения Блоха с дополнительными членами, пропорциональными скорости сверхизлучения.

Особый интерес представляет сверхизлучение в оптически плотных средах, характеризующихся высокой концентрацией или большим дипольным моментом активных центров [8,9]. Благодаря этим особенностям взаимодействие электромагнитного поля с оптически плотными материалами происходит более эффективно, что приводит к увеличению скорости сверхизлучения. Однако в таких материалах необходимо учитывать локальные поля, связанные с диполь-дипольным взаимодействием активных центров [8,9]. Это взаимодействие приводит к динамическому сдвигу частоты поглощения, так называемому сдвигу Лорентца. Более того, в стационарном режиме эффект Лорентца является причиной особой оптической бистабильности, которая проявляется на временах, превышающих время сверхизлучения, но меньших, чем время релаксации [7].

Минимизировать влияние эффектов локального поля на сигнал сверхизлучения, можно, применяя для возбуждения плотной резонансной среды достаточно короткие импульсы. Во время действия таких импульсов частота Раби значительно превышает сдвиг частоты Лорентца и поэтому последним можно пренебречь. После действия импульса, когда амплитуда поля становится пренебрежимо малой, анализ выражений, полученных в [7] показывает, что локальное поле не влияет на поведение разности населённостей уровней и на огибающую сигнала поляризации. Поэтому, для рассматриваемых в рамках данной работы задач, эффект локального поля можно не учитывать.

В то же время короткие импульсы должны обладать достаточной интенсивностью для инвертирования населенности рассматриваемых объектов и наблюдения эффекта сверхизлучения. Это приводит к тому, что частота Раби может стать сравнимой с частотой резонансного перехода. В этом случае требуется учет эффекта Блоха-Зигерта, вызывающего сдвиг резонансной частоты в возбуждаемой системе. В данной работе мы анализируем влияние этого эффекта на сигнал сверхизлучения, генерируемый тонким слоем плотной двухуровневой среды в результате резонансного воздействия на нее мощного короткого импульса в форме гиперболического секанса, длительность которого много меньше времен фазовой и энергетической релаксаций.

Для изучения влияния сдвига Блоха-Зигерта на эффект сверхизлучения мы будем следовать методике, описанной в работе [6] с тем отличием, что для получения модифицированных оптических уравнений Блоха не будем использовать приближение

вращающейся волны. Тогда, модифицированные уравнения с учетом сдвига Блоха – Зигерта будут иметь вид:

$$\dot{R} = -i(\omega - \omega_0)R - inE(1 + e^{-2i\omega t}) - \gamma_R n(R - R^* e^{-2i\omega t}), \quad (1)$$

$$\dot{n} = (i/2)E(R^*(1 + e^{-2i\omega t}) - R(1 + e^{2i\omega t})) + \gamma_R(|R|^2 - (1/2)(R^{*2}e^{-2i\omega t} + R^2 e^{2i\omega t})), \quad (2)$$

где $R$ - микроскопическая поляризация, $n$ - разность населенностей уровней, $E$ - частота Раби, $\omega_0$ - центральная частота спектроскопического перехода, $\omega$ - несущая частота импульса, $\gamma_R = \dfrac{2\pi\omega N d^2 \Delta l}{\hbar c}$ – скорость сверхизлучения, $N$ – концентрация активных центров, $d$ – дипольный момент перехода, $\Delta l$ - толщина среды, $c$ - скорость света, t - время.

Уравнения (1,2) отличаются от полученных в работе [6] слагаемыми, содержащими экспоненциальные функции, которые учитывают эффект Блоха-Зигерта. Перекрестные члены, пропорциональные как $\gamma_R$, так и экспоненциальным функциям, вызваны одновременно двумя явлениями: сверхизлучением и сдвигом Блоха–Зигерта.

Результаты наших численных расчетов представлены на рисунке 1. Они показывают, что сигнал сверхизлучения, вычисленный с использованием уравнений (1,2), лучше согласуется с численным решением уравнений Максвелла-Блоха, чем решения из [6], не учитывающие эффект Блоха - Зигерта.

Для дальнейшего анализа решим систему уравнений (1,2), после действия на двухуровневую систему прямоугольного импульса. Поскольку перекрестные члены пропорциональны с одной стороны $\gamma_R$, где $\gamma_R << E$, а с другой стороны экспоненциальной функции, то можно пренебречь этими членами, поскольку они вносят незначительный вклад в уравнения. Тогда, временная зависимость разности населенностей после действия прямоугольного импульса длительностью $\tau_p$ будет следующая:

$$n(t) = \frac{\tanh(\gamma_R t) + n(\tau_p)}{n(\tau_p)\tanh(\gamma_R t) + 1}. \quad (3)$$

Из (3) следует, что на интервале свободной эволюции эффект Блоха-Зигерта оказывает влияние на поведение разности населенностей только через её значение в конце действия импульса. Учитывая, что максимум сверхизлучения наблюдается, когда разность населенностей уровней системы равна нулю (рисунок 1), получим момент формирования этого сигнала:

$$t_m = -\operatorname{arctanh}(n(\tau_p)) / \gamma_R. \quad (4)$$

Из формулы (4) видно, что эффект Блоха-Зигерта, вызывая незначительные изменения $n(\tau_p)$, приводит к существенным изменениям момента формирования сигнала сверхизлучения, особенно когда система под действием возбуждающего импульса переходит в состояние близкое к инверсному (рисунок 1). Более того, положение максимума сверхизлучения будет зависеть от амплитуды поля, поскольку сдвиг Блоха-Зигерта пропорционален квадрату этой величины.

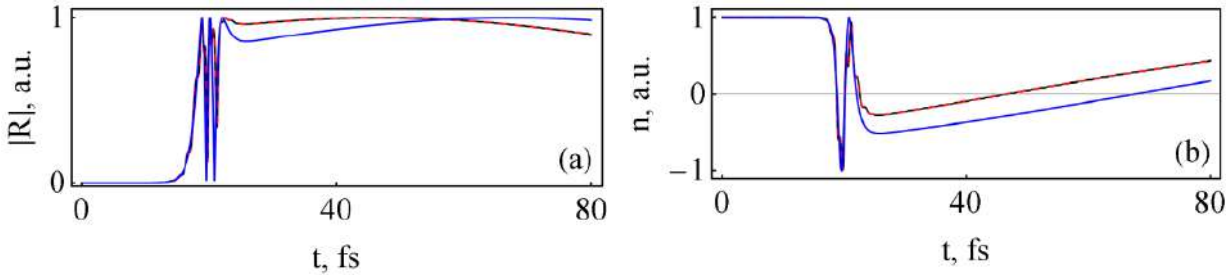



Рисунок 1– Микроскопическая поляризация (a) и населенность (b) рассчитанные на основе совместного решения уравнений Максвелла-Блоха (черная линия), а также модифицированных уравнений Блоха с учетом эффекта Блоха-Зигерта (красная пунктирная линия) и без учета этого эффекта (синяя линия): $\theta = 2.7\pi$ , $\lambda = 760$ нм, $\Delta l = 21$ нм, $\tau_p = 2.5$ фс, $N = 10^{19}$ $cm^{-3}$, $d = 36.7$ Д (где $\theta$ - площадь импульса)

Таким образом, получены модифицированные уравнения Блоха, которые описывают сигнал сверхизлучения в оптически плотных средах после воздействия ультрокороткого лазерного импульса с учётом эффекта Блоха-Зигерта. Показано, что сигнал сверхизлучения, вычисленный с использованием этих уравнений, хорошо согласуется с результатами численного моделирования, основанного на совместном решении уравнений Максвелла-Блоха. Продемонстрировано, что во время действия импульса эффект Блоха – Зигерта оказывает существенное влияние на положение сигнала сверхизлучения.

[1] A. Angerer, K. Streltsov, T. Astner, S. Putz, H. Sumiya, S. Onoda, J. Isoya, W. J. Munro, K. Nemoto, J. Schmiedmayer, J. Majer. Nature Physics. 14, 1168 (2018).

[2] G. Rainò, M. A. Becker, M. I. Bodnarchuk, R. F. Mahrt, M. V. Kovalenko, T. Stöferle. Nature. 563, 671 (2018).

[3] H. Kraus, V. A. Soltamov, D. Riedel, S. Väth, F. Fuchs, A. Sperlich, P. G. Baranov, V. Dyakonov, G. V. Astakhov. Nature Physics. 10, 157 (2014).

[4] A. V. Pakhomov, M. V. Arkhipov, N. N. Rosanov, R. M. Arkhipov. JETP. Letters. 116, 149 (2022).

[5] Y.Y. Chen, X.L. Feng, C. Liu. Opt. expr. 23, 17046 (2015).

[6] M. G. Benedict, E. D. Trifonov. Physical review. A. General physics. 38, 2854( 1988).

[7] M. G. Benedict, V. A. Malyshev, E. D. Trifonov, A. I. Zaitsev. Physical review. A.Atomic, molecular, and optical physics. 43, 3845 (1991).

[8] E. V. Timoshchenko, Y.V. Yurevich. Весник МДУ. 55, 73 (2020).

[9] G.A. Rusetsky, O.Kh. Khasanov. Uch. Zap. Kaz. Univ. Seriya Fiz.-Mat. Nauki. 52, 150 (2010).

# РАЗРУШЕНИЕ АТОМНОГО ДАЛЬНЕГО ПОРЯДКА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВАХ $Cu_3Pd$ И CuPd СО СВЕРХСТРУКТУРАМИ $L1_2$(M) И B2

**Старенченко В.А., Клопотов А.А., Соловьева Ю.В., Волокитин Г.Г.**
*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,Россия*
*e-mail: klopotovaa@tsuab.ru*

Фазовые переходы относятся к сложным явлениям в кристаллических материалах, происходящих при изменении внешних условий (температура, давление, электрические поля и др.). Наличие фазовых переходов приводит к изменению структурно-фазовых состояний и как следствие изменению механических и физических свойств. Сплавы, имеющие тенденцию к образованию упорядочивающихся фаз в результате фазовых переходов (ФП) порядок беспорядок (П-Б) относятся к перспективным конструкционным материалам. Потому является естественным то большое внимание, которое уделено в литературе исследованиям процессам разрушения атомного дальнего порядка при термических и деформационных воздействиях на фазовые переходы П-Б в упорядочивающихся сплавах [1,2,3]. В основном представления об упорядоченных состояниях и ФП П-Б связаны с температурными воздействиями. С момента открытия явления атомного упорядочения неоднократно изучали влияние пластической деформации на структурно-фазовые состояния в упорядоченных сплавах [1]. Это воздействие носит многофакторный характер. Во-первых, пластическая деформация способствует разрушению атомного порядка в упорядочивающихся сплавах. Во-вторых, процессы, происходящие при деформировании материала, способствуют появлению дефектов разного типа и которые могут способствовать к повторному восстановлениюатомного дальнего порядка. В третьих, возможны индуцированные деформацией структурные превращения. В этом аспекте уникальными являются сплавы системы Cu–Pd, в которых при стехиометрических составах $Cu_3Pd$ и CuPd при пластической деформации наблюдается проявление одновременно всех трех выше перечисленных факторов [4,5]. Не смотря на многочисленные исследования влияния деформации на разрушение атомного дальнего порядка в упорядочивающихся сплавов остается много не ясных моментов. В связи с этим в настоящей работе представлены результаты исследований, проведенных методом рентгеноструктурного анализа по влиянию пластической деформации на дальний атомный порядок в упорядочивающихся сплавах $Cu_3Pd$ и CuPd со сверхструктурами $L1_2$ и B2.

Для исследований были получены слитки в области составов$Cu_3Pd$ и $Cu_{60}Pd_{40}$ индукционным сплавлением в атмосфере аргона. Затем из слитков были вырезаны пластинки, в которых при помощи ступенчатых отжигов в течении длительных промежутков времени при постепенно понижающихся температурах с шагом 10 °С в интервале от температуры Курнакова до 100 °С в сплавах были получены упорядоченные фазы. Деформацию образцов проводили холодной прокаткой до разных степенях деформаций. Рентгеноструктурные съемки проводили при комнатной температуре на дифрактометрах ДРОН-1.5 и ДРОН-3 с использованием $FeK_\alpha$, $CuK\alpha$ излучениях. Параметр дальнего порядка в сплавах $\eta$ определяли по отношению интегральных интенсивностей сверхструктурных липни $I_{сс}$к интенсивностям основных линий $I_{осн}$ с учетом структурных факторов F, фактора повторяемости P, углового множителя Ф [6]. В результате было установлено, что эффективный параметр дальнего порядка $\eta^*$ в упорядоченной фазе B2 в сплаве $Cu_{60}Pd_{40}$: близок к 1 ($\eta^*=0.97\pm0.05$). В сплаве $Cu_3Pd$ со сверхструктурой $L1_2$(M) в результате термической обработки было достигнуто значение параметра порядка $\eta^*=0.94\pm0.05$.

В сплавах системы Cu-Pd в области 40 ат.% Pd ФП П-Б процесс разупорядочения сопровождается структурным превращением B2→A1 в температурной области 600 °С [4,5]. Тогда как в сплавах $Cu_3Pd$ процесс

разупорядочения сопровождается ФП П-Б ($L1_2$(M)→A1) в температурной области 460 °С [4].

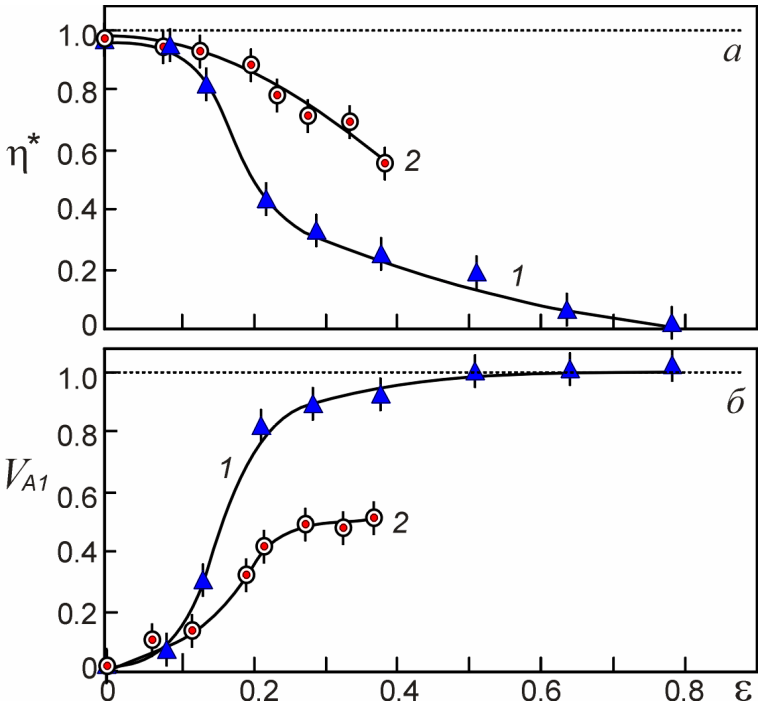



Рисунок 1 – Зависимость значений эффективного параметра дальнего порядка η* (а) и объемной доли разупорядоченной фазы $V_{A1}$ (б) от степени деформации ε в сплавах системы Cu-Pd: *1* – $Cu_3Pd$; *2* – $Cu_{60}Pd_{40}$

Рентгеноструктурными исследованиями установлено, что в сплаве $Cu_3Pd$ при деформации уменьшается состояние упорядоченности материала. Эффективный параметр дальнего порядка η* (рис. 1 *а*, *кривая 1*). Наиболее интенсивно разрушение атомного дальнего порядка в упорядоченной фазе $L1_2$(M) происходит в области деформаций до ε=0.22, что находит отражение в интенсивном падении параметра η*. Также в том интервале значений деформаций интенсивно растет объемная доля разупорядоченной фазы (рис. 1 *б*, *кривая 1*).

На основе приведенных данных рентгеноструктурного анализа можно сделать вывод, что процесс деформационного разупорядочения сплава происходит гетерофазно по схеме: $L1_2$(M) → $L1_2$(M) + A1→A1. В сплаве $Cu_3Pd$ с высоким значением η* пластическая деформация прокаткой приводит к появлению локальных областей разупорядоченной фазы со структурой A1. Объемная доля разупорядоченной фазы наиболее интенсивно растает до деформации ε=0.22. При этом, нами также установлено, что одновременно происходит интенсивное измельчение термических антифазных доменов (ТАФД), областей когерентного рассеяния (ОКР) и наблюдается рост микроискажений (Δd/d). Затем интенсивность роста объемной доли фазы $V_{A1}$ замедляется и доменная структура становится более однородной, микроискажения уменьшаются. Весь образец практически разупорядочен после деформации более ε=0.64, что находит подтверждение на зависимости Δd/d от ε. Как было установлено при больших степенях деформации значения *Δd/d* в исходно упорядоченном сплаве становятся близки значениям *Δd/d* в деформированном неупорядоченном сплаве.

На основании проделанной работы следует, что пластическая деформация вызывает фазовый переход дальний порядок – ближний порядок, который происходит по гетерогенному механизму. Наряду с хорошо упорядоченной фазой появляются области разупорядоченной фазы, количество их возрастает с увеличением степени деформации. Пластическая деформация уменьшает эффективный дальний порядок в

сплаве $\eta^*$ и непосредственно в упорядоченной фазе параметр дальнего порядка $\eta$. Как показано в [7] процесс деформирования сплава $Cu_3Pd$ также сопровождается генерацией антифазных границ и неоднородным изменением структуры антифазных доменов

Рентгеноструктурными исследованиями установлено, что в сплаве $Cu_{60}Pd_{40}$ пластическая деформация прокаткой одновременно со структурным переходом B2→A1 (упорядоченная ОЦК → разупорядоченная ГЦК) вызывает понижение параметра дальнего порядка (рис. 1 *а, кривая 2*) и рост объемной доли разупорядоченной фазы $V_{A1}$. При небольших степенях деформации до 0.1 параметр порядка уменьшается незначительно. Дальнейшая деформация приводит к быстрому и монотонному уменьшению параметра порядка $\eta^*$ в сверхструктуре B2 (рис. 1 *а, кривая 2*) и одновременно с интенсивным ростом объемной доли разупорядоченной фазы A1 (рис. 1 *б, кривая 2*). Можно констатировать, что в сплаве $Cu_{60}Pd_{40}$ с высоким значением $\eta*$ в упорядоченной фазе со сверхструктурой B2 на основе ОЦК решетки интенсивное деформационное воздействие прокаткой приводит одновременно к двум процессам: разрушению атомного дальнего порядка в упорядоченной фазе B2 и к структурному переходу с образованием разупорядоченной фазы A1 на основе ГЦК по схеме: B2 → B2 + A1→A1.

Таким образом, разный характер функциональных зависимостей $\eta^*=f(\varepsilon)$ и $V_{A1}=f(\varepsilon)$ в упорядочивающихся сплавов $Cu_3Pd$ и $Cu_{60}Pd_{40}$ хорошо отражает разную природу механизмов разрушения атомного дальнего порядка в сверхструктурах $L1_2$(M) и B2 соответственно.

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

ЛИТЕРАТУРА

1. Попов Л.Е., Козлов Э.В. Механические свойства упорядоченных твердых растворов. М.: Металлургия. 1970. 216с.

2. Старенченко В. А., Соловьева Ю. В., Старенченко С. В., Ковалевская Т. А. Термическое и деформационное упрочнение монокристаллов сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Томск: НТЛ. 2006. 292 с.

3. Старенченко С. В., Козлов Э.В., Старенченко В.А.Закономерности термического фазового перехода порядок - беспорядок в сплавах со сверхструктурами $Ll_2$, $L1_2$(M), $L1_2$(MM), $D1_a$. Томск: НТЛ. 2007. 268 с.

4. Матвеева Н.М., Козлов Э.В. Упорядоченные фазы в металлических системах. М.:Наука. - 1989. - 247 с.

5. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Морозов М.М. и др. Структурные особенности бинарных систем со слабоустойчивыми состояниями. – Томск: НТЛ. 2014. 304 с.

6. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 368 с.

7. Старенченко С.В., Старенченко В.А. Вклад АФГ в понижение параметра дальнего порядка деформированных упорядоченных сплавов. Вестник Тамбовского Университета. Серия: Естеств. и техн. Т. 3, в. 3, 1998.-с.233-236.

# ПОСТАНОВКА СТАТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ МЕХАНИЧЕСКИ НАГРУЖЕННОГО ФЕРРОМАГНИТНОГО ПРИЗМАТИЧЕСКОГО КРИСТАЛЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, НАХОДЯЩЕГОСЯ В ЗАДЕЛКЕ, В СЛУЧАЕ ПОЛИСИНТЕТИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ

**Остриков В.О.[1], Остриков О.М.[2]**
[1]УО «*Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель, Республика Беларусь*
[2]УО «*Белорусский государственный университет транспорта», Гомель, Республика Беларусь*
*e-mail: omostrikov@mail.ru*

Сплав *Ni-Mn-Ga* является интерметаллидом структуры Гейслера [1], обладает магнитными свойствами, как и большинство других структур Гейслера, а также ферромагнитен ниже температуры Кюри 379 К [1, 2]. Было обнаружено, что намагниченность сосредоточена в атоме *Mn* [3].

Уникальные физико-механические свойства ферромагнитных материалов с эффектом памяти формы находят свое применение в машиностроении, микромеханике, медицине.С этой точки зрения сплав Гейслера $Ni_2MnGa$ является перспективным для исследований, и на передний план выходит необходимость разработки методов инженерных расчетов применимых в проектировании технических систем на его основе. Впервые основа для разработки таких расчетов была заложена в работах [4–7].

Цель работы – выполнить постановку статической задачи для подвергнутого полисинтетическому двойникованию ферромагнитного призматического кристалла с памятью формы, находящегося в жесткой заделке.

На рисунке представлен механически нагруженный ферромагнитный призматический монокристалл (сплав Гейслера) с памятью формы, подвергнутый полисинтетическому двойникованию.

На призматический монокристалл находится в жесткой заделке, действует сила $\vec{F}$ направленной под углом $\gamma$ к оси аустенитной части монокристалла. Действие данной силы в статическом случае уравновешивается на торце образца в месте жесткой заделки силой $\vec{R}_A$, а также моментами сил $\vec{M}_A$, $\vec{M}_{B(n)}$, $\vec{M}_{C(n)}$, $\vec{M}_{B(n+1)}$, $\vec{M}_{C(n+1)}$.

Вдоль границ раздела типа аустенит *n*/мартенсит *n* и аустенит *n*+1/мартенсит *n* действуют силы $\vec{F}_{ext(n)}$ и $\vec{F}_{ext(n+1)}$, которые необходимо определить.

Силы $\vec{F}_{B(n)}$ и $\vec{F}_{B(n+1)}$ соответственно можно разложить на составляющие: $\vec{X}'_{B(n)}$ и $\vec{Y}'_{B(n)}$ и $\vec{X}'_{B(n+1)}$, $\vec{Y}'_{B(n+1)}$

К оси *AX* силы $\vec{F}_{B(n)}$ и $\vec{F}_{B(n+1)}$ ориентированы под углом $\vartheta$, а к границе раздела аустенит/мартенсит – под углом β. Тогда искомые силы $\vec{F}_{Bext(n)}$ и $\vec{F}_{Bext(n+1)}$ с силами $\vec{F}_{B(n)}$ и $\vec{F}_{B(n+1)}$ связаны соотношениями:

$$\vec{F}_{Bext(n)} = F_{B(n)}\cos\vartheta\,, \tag{1}$$

$$\vec{F}_{Bext(n+1)} = F_{B(n+1)}\cos\vartheta\,. \tag{2}$$

Силы $\vec{F}_{C(n)}$ и $\vec{F}_{C(n+1)}$ соответственно разлагаются на составляющие: $\vec{X}'_{C(n)}$ и $\vec{Y}'_{C(n)}$, $\vec{X}'_{C(n+1)}$ и $\vec{Y}'_{C(n+1)}$.

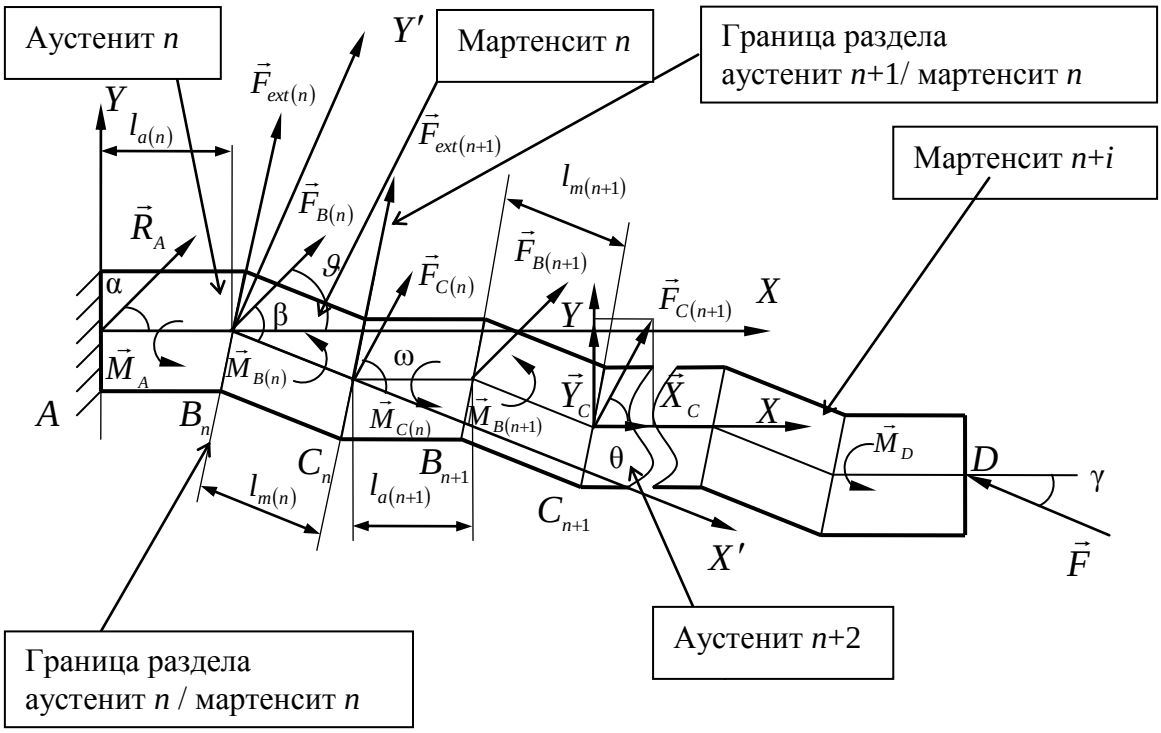
К оси *BX´* силы $\vec{F}_{C(n)}$ и $\vec{F}_{C(n+1)}$ ориентированы под углом ω, а к границе раздела аустенит/мартенсит – под углом ω. Тогда искомая сила $\vec{F}_{Cext(n+1)}$ с силой $\vec{F}_{C(n)}$ и $\vec{F}_{C(n+1)}$ связаны соотношениями

$$\vec{F}_{Cext(n)} = F_{C(n)}\cos\omega\,. \tag{3}$$

$$\vec{F}_{Cext(n+1)} = F_{C(n+1)}\cos\omega\,. \tag{4}$$

В данной задачи известны: углы α, β, ω, θ, ϑ и γ; сила $\vec{F}$; длины: $l_{a(n)}$, $l_{m(n)}$, $l_{a(n+1)}$, $l_{m(n+1)}$.

Неизвестными являются: силы $\vec{R}_A$, $\vec{F}_{B(n)}$, $\vec{F}_{C(n)}$, $\vec{F}_{B(n+1)}$, $\vec{F}_{C(n+1)}$, $\vec{F}_{ext(n)}$, $\vec{F}_{ext(n+1)}$ и моменты $\vec{M}_A$, $\vec{M}_{B(n)}$, $\vec{M}_{B(n+1)}$, $\vec{M}_{C(n)}$, $\vec{M}_{C(n+1)}$.




Схематическое изображение системы сил, действующих на подвергнутый полисинтетическому двойникованию ферромагнитный кристалл с памятью формы находящийся в жесткой заделке

Таким образом, выполнена постановка статической задача для подвергнутого полисинтетическому двойникованию ферромагнитного призматического кристалла с памятью формы, находящегося в заделке.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Webster, P.J. Heusler alloys / P.J. Webster // Contemp. Phys. – 1969. – № 10. – P. 559–577.

2. Boshko, A.D. Magnetic and structural phase transitions in the shape memory ferromagnetic alloys $Ni_2$-fa;$Mn_{1_a;}$Ga. / A.D. Boshko, A.N. Vasil'ev, V.V. Khovailo, I.E. Dikshtein, V.V. Koledov, S.M. Seletskii, A.A. Tulaikova, A.A. Cherechukin, V.G. Shavrov, V.D. Bushel'nikov // J. Exp. and Theor. Phys. – 1999. – V. 88. – P. 954–962.

3. Ayuela, A. Structural properties of magnetic heusler alloys / A. Ayuela, J. Enkovaara, K. Ullakko, R.M. Nieminen // J. Phys. Condens. Matter. – 1999. – V. 11. – P. 2017–2026.

4. Василевич, Ю.В. Статика и динамика границы раздела аустенит / мартенсит в призматическом ферромагнитном монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в жесткой заделке и магнитном поле / Ю.В. Василевич, В.О. Остриков, О.М. Остриков // Машиностроение: республиканский межведомственный сборник научных трудов / Белорусский национальный технический университет; редкол.: В. К. Шелег (гл. ред.) [и др.]. – Минск: БНТУ, 2023. – Вып. 34. – С. 131–139.

5. Остриков, В.О. Статика и динамика границы раздела аустенит/мартенсит в нагруженном призматическом монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в жесткой заделке / В.О. Остриков, О.М. Остриков // Машиностроение: республиканский межведомственный сборник научных трудов / Белорусский национальный технический университет; гл. ред. В. К. Шелег. – Минск: БНТУ, 2021. Вып. 33. – С. 139–147.

6. Остриков, В.О. Компенсационные силы на границах раздела аустенит/мартенсит единичной мартенситной прослойки в ферромагнитном монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в магнитном поле в жесткой заделке / В.О. Остриков, О.М. Остриков // Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов LXIV Международной конференции (Екатеринбург, 4 апреля 2022 г.). – Екатеринбург, 2022. – С. 366–367.

7. Остриков, В.О. Статическая и динамическая задача для единичной мартенситной прослойки в ферромагнитном монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в магнитном поле в жесткой заделке / В.О. Остриков, О.М. Остриков // Проблемы физики, математики и техники. – 2023. – № 1(54). – С. 43–46.

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ И НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ КОНТРОЛЯ ТВЕРДОСТИ ЧУГУНА

**Крень А.П.[1,2], Кутепов А.Ю.[1], Никифоров А.В.[1], Ланцман Г.А.[1], Турсунов Н.К.[3], Делендик М.Н.[2]**

[1]*Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

[2]*МИПК и ПК БНТУ, Минск, Беларусь, alekspk@mail.ru*

[3]*Ташкентский государственный транспортный университет, Ташкент, Узбекистан*

В настоящее время чугун является одним из наиболее используемых в промышленности материалов, что объясняется его достаточно высокими механическими характеристиками. В тоже время из-за наличия графитовых включений различной формы неразрушающий контроль твердости, прочности и других свойств чугуна представляет достаточно сложную задачу. Также очень часто наблюдается ситуация, когда характеристики в различных местах изделия могут значительно отличаться, и для эффективного контроля средства измерений должны обладать достаточно высокой локальностью. Целью настоящей работы являлось изучение возможности контроля твердости чугуна методом динамического микроиндентирования с использованием параметров процесса нагружения материала и обработка этих данных с помощью нейронных сетей. Если рассматривать существующие методы неразрушающего контроля чугуна, то среди них можно выделить ультразвуковые, магнитные и индентирование. При этом именно индентирование обладает высокой локальностью контроля, а приборы его реализующие – мобильностью и возможностью проводить измерение практически в любой точке изделия. В отличие от традиционного измерения твердости методом статического вдавливания индентора инструментальное индентирование подразумевает регистрацию всей диаграммы нагружения, когда индентор находится в контакте с испытуемым материалом (рисунок 1).

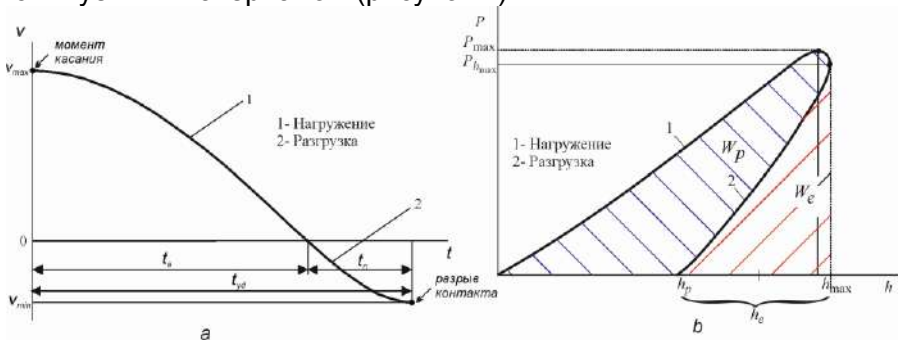



Рисунок 1 – Характерные зависимости внедрения индентора в чугун: a – изменение скорости в процессе ударного контакта, b – силовая диаграмма нагружения

Эта диаграмма позволяет определить целый набор данных: значение максимального контактного усилия $P_{max}$, глубину максимального внедрения $h_{max}$ и остаточного отпечатка $h_p$, модуль упругости $E$, коэффициент восстановления скорости $V_{min}/V_{max}$, энергию упругого $W_e$ и пластического деформирования $W_p$. Эти параметры позволяют рассчитать динамическую твердость $H_d$. Однако, как показывают исследования, значение $H_d$ плохо коррелируют со статической твердостью, вследствие переменного значения модуля упругости чугуна даже в рамках одного класса, например, высокопрочного или серого.

При наличии достаточно развитой теории определения динамических характеристик материалов связь между ними не всегда является очевидной. Для ее установления необходим трудозатратный анализ, позволяющий определить степень взаимовлияния определяемых свойств и который мог бы повысить точность их измерения. Нейронная сеть (НС), как еще один метод анализа диаграммы нагружения, была выбрана нами для изучения эффективности своего применения. Как показывает

опыт для получения точных результатов требуются тысячи измерений на различных образцах для обучения НС. Этот огромный объем данных не может быть получен на практике. Поэтому для обучения использовались данные численного моделирования методом конечных элементов в пакете ANSYS. Результаты вычислительного эксперимента в ANSYS сравнивались с экспериментальными диаграммами вдавливания. Если разница между двумя кривыми оставалась в пределах допустимой области, то модель применялась для дальнейшей генерации данных с изменяющимися входными характеристиками материала. Значительное влияние на эффективность работы нейросети оказывает правильный подбор признаков – параметров диаграммы нагружения. Использование всех доступных признаков, как показывает опыт, может привести даже к снижению точности расчета, поэтому важно выбрать наиболее эффективные из них. Для этого использовался класс SelectKBest библиотеки Scikit-learn языка программирования Python с установленным количеством лучших признаков равным 5. В итоге были отобраны следующие параметры: $P_{max}$, $h_p$, $V_{min}/V_{max}$, $W_e$, $h_{max}$.

На рисунке 2 показан результат сравнения данных, полученных с помощью нейросети и стандартных измерений. Как уже указывалось, обучение нейросети осуществлялось на результатах, полученных моделированием, а проверка – на случайным образом отобранных образцах из серого, высокопрочного и белого чугуна, а также чугуна с вермикулярным графитом.

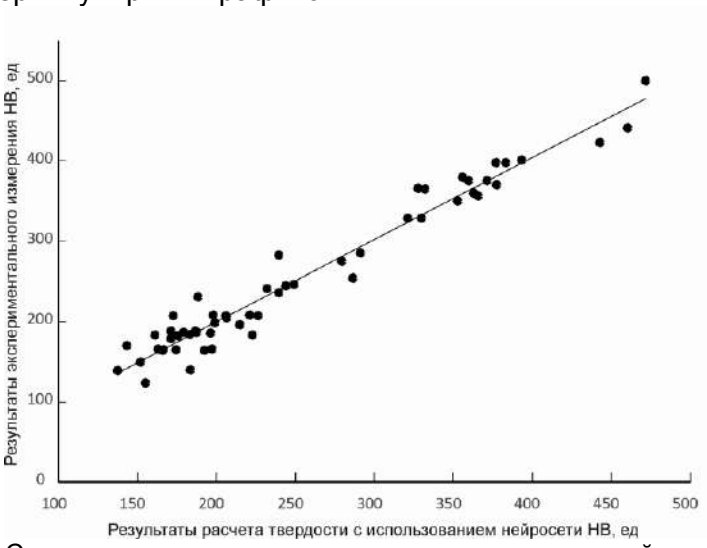



Рисунок 2 – Сравнение экспериментальных и рассчитанных нейросетью данных

Как видно из рисунка 2 сходимость данных достаточна высока, коэффициент детерминации составил 0,96, при этом максимальное отклонение составило не более 25 единиц по Бринеллю (*HB*). В то время как использование для расчета статической твердости значений среднего контактного давления при ударном микроиндентировании (аналога твердости) приводило к погрешности вплоть до 40-60 *HB*.

***Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований. Конкурс БРФФИ–МИРРУ 2023. Проект Т23УЗБ-035 «Изучение процессов структурообразования и локального деформирования чугунов с целью создания их улучшенных марок, методик и средств неразрушающего контроля физико-механических характеристик».***

# УЛЬТРАЗВУКОВАЯ СВАРКА МЕТАЛЛОВ: ОБОРУДОВАНИЕ, ЭКСПЕРИМЕНТ, МОДЕЛИРОВАНИЕ

**Назаров А.А.[1], Мурзинова М.А.[1], Мурзаев Р.Т.[1], Мухаметгалина А.А.[1], Шаяхметова Э.Р.[1], Идрисова М.А.[1], Задорожный В.С.[2]**
[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*
[2]*ООО «Ультра-резонанс», г. Екатеринбург, Россия*
*AANazarov@imsp.ru*

Ультразвуковая сварка (УЗС) является относительно новым способом твердофазного соединения металлов, позволяющим сваривать относительно тонкие листы, фольги, провода, получившим широкое применение в таких отраслях промышленности, как электроника, электротехника, автомобилестроение и т.д. [1,2]. УЗС легла в основу недавно изобретенного метода аддитивной технологии – листовой ламинации (sheet lamination), который получил название ультразвуковой консолидации или ультразвуковой аддитивной технологии (УЗАТ) [3,4]. Благодаря этому изобретению, применения УЗС расширились в сторону создания объемных деталей и конструкций. В частности, с помощью УЗАТ изготавливаются теплообменники, приборы, «залитые» металлической матрицей, различные композиты и т.д. [4]. В связи с этим, в мировой научной литературе возрастает количество публикаций, посвященных исследованию процесса УЗС и соединений, полученных этим методом. Важными направлениями этих исследований являются развитие оборудования, выяснение физических механизмов УЗС, влияния параметров процесса и других факторов на эволюцию микроструктуры материалов при сварке, качество и прочность соединений и т.д.

Качество соединения при УЗС определяется множеством параметров и факторов, как амплитуда колебаний, статическая сила прижима, время сварки (или внесенная энергия), конструктивные особенности оборудования (волновода, наконечника), характеристики соединяемых материалов (твердость, теплопроводность), чистота и шероховатость поверхности и т.д. Актуальным представляется исследование изменений структуры материалов и формирования сварного шва при различных комбинациях указанных факторов.

В настоящей работе приводится обзор результатов исследований в области УЗС, проведенных в рамках проекта РНФ «Исследование микроструктуры и механических свойств твердофазных соединений меди, полученных ультразвуковой сваркой».

Для экспериментов по УЗС были использованы две установки. Первая собрана в ИПСМ РАН из ультразвукового генератора УЗГ-10 и магнитострикционного преобразователя ПМС-15А-18 (ООО «Ультра-резонанс») с использованием самостоятельно изготовленной оснастки. Вторая установка УЗС, УУСМ 6-20, была изготовлена ООО «Ультра-резонанс» в рамках программы обновления приборной базы ИПСМ РАН с софинансированием по гранту РНФ. Общие виды установок представлены на Рис. 1а,б. Амплитуда колебаний контролировалась с помощью бесконтактного емкостного виброметра [5].

На сварочных наконечниках волноводов и наковальнях были нанесены насечки различной глубины от 0.15 до 0.4 мм и различной геометрии (трапецеидальные, т.е. состоящие из одной системы поперечных зубцов трапецеидального сечения, и пирамидальные), обеспечивающие передачу колебаний соединяемым листам. Для сварки были использованы листы технически чистой меди М1 толщиной 0.4, 0.5, 0.8, 1.0 и 1.2 мм, из которых вырезали пластины длиной 50 мм и шириной 20 мм. Листы укладывались внахлест с перекрытием 20 мм, так что полученные в результате сварки образцы могут быть использованы как для микроструктурных исследований, так и для испытаний на срез. Структуру соединений исследовали в их поперечном сечении, проходящем через середину сварной точки. Микроструктуру анализировали методами сканирующей электронной микроскопии в режимах отраженных и обратно рассеянных электронов (BSE, EBSD). Для оценки качества полученных соединений проводили

механические испытания образцов на срез. Прочность соединений оценивали как отношение максимальной нагрузки к площади сварочного наконечника.

а б

Рисунок 1 – Общий вид установок УЗС: (а) на основе УЗГ-10, (б) УУСМ 6-20

При сварке листов меди толщиной 0.8 мм получена прочность на срез до 72 МПа, что превышает большинство результатов, имеющихся в литературе. Исследование показало, что существует прямая связь между линейной плотностью соединений (относительной протяженностью бездефектных участков) и, соответственно, с прочностью соединения, с одной стороны, и распределением деформаций сжатия или растяжения, вызванных внедрением инструмента в листы. Наличие в контактной области сжимающих деформаций является необходимым условием образования соединений при УЗС. Для получения соединений меди с линейной плотностью не менее 70% необходимо, чтобы деформации сжатия по всей поверхности контакта соединяемых листов были более 15%. Кроме того, необходимо обеспечить равномерное распределение сжимающих деформаций по контактной поверхности, поэтому важным является для каждой толщины подбирать инструмент с соответствующим рельефом.

Исследовано влияние состояния поверхности соединяемых листов на качество сварки. Для этого сваривались листы меди М1 толщиной 0.8 мм с тремя состояниями поверхности: 1 - листы в состоянии поставки с естественным оксидным слоем и параметром шероховатости *Ra* = 0.10 мкм; 2 и 3 - листы после шлифовки на бумаге Р1200 и Р240 соответственно, очищенные от оксидного слоя и имеющие параметр шероховатости *Ra* = 0.10 и 0.47 мкм. УЗС проводили при амплитуде 15±1 мкм, усилии сжатия 2.5 кН и длительности 2 с. Наиболее прочными оказались соединения образцов серии 2, а увеличение параметра *Ra* (серия 3) и наличие оксидного слоя (серия 1) привели к снижению усилия и работы разрушения соединений. Таким образом, состояние поверхности медных листов существенно влияет на способность полученных УЗС соединений сопротивляться разрушению.

Проведены установочные эксперименты по УЗС листов толщиной 0.4, 0.5, 0.8, 1.0 и 1.2 мм на аппарате УУСМ 6-20 при различных сочетаниях параметров сварки (амплитуды колебаний, энергии, прижимной силы) с записью временных зависимостей мощности, амплитуды колебаний, проведен анализ этих зависимостей.

Для МД моделирования процесса УЗС меди построена атомная модель, состоящая из двух блоков с полуцилиндрическими выпуклостями на соприкасающихся поверхностях, моделирующими шероховатость. Проведено моделирование процесса в двух различных способах приложения давления и сдвиговых колебаний. В первом случае внешний слой одного блока зафиксирован, а к внешнему слою другого одновременно приложены и внешнее давление, и синусоидальные смещения в направлении, параллельном поверхности соприкосновения. Во втором случае сначала

осуществляется термализация системы под заданным давлением прижима, а затем внешним слоям блоков задаются только относительные синусоидальные сдвиги, параллельные поверхности контакта. Исследованы структурные перестройки в процессе моделируемой УЗС, профили температуры, структура образующейся при соединений границы, зависимость температуры от амплитуды синусоидальных сдвигов.

Моделирование показало, что в процессе знакопеременных взаимных смещений блоков взаимодействие шероховатостей, их деформация приводят к генерации дислокаций, структурным изменениям, залечиванию пор и повышению температуры. Эти изменения существенным образом зависят от взаимной ориентировки блоков. Когда блоки имеют одинаковую кристаллографическую ориентацию, при их схватывании образуются части кристалла без разориентировки, но полного залечивания пор не происходит. Остаточная пористость при этом уменьшается с давлением. В случае, когда блоки разориентированы, при их соединении образуется межзеренная граница, при этом даже при минимальном использованном давлении происходит полное залечивание пор. Температура зоны соединения повышается с увеличением амплитуды сдвигов. В случае, когда «свариваются» блоки с нанокристаллической структурой, наблюдается объединение зерен, то есть, рекристаллизация, а их ориентация приближается к такой ориентации, при которой плоскости скольжения дислокаций выстраиваются параллельно плоскости контакта, то есть формируется текстура сдвига. Эти структурные изменения согласуются с изменениями, наблюдаемыми в эксперименте.

***Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 22-19-00617, https://rscf.ru/project/22-19-00617/. Экспериментальные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".***

ЛИТЕРАТУРА

1. Matheny M.P., Graff K.F. Ultrasonic welding of metals. In: Power Ultrasonics-Applications of High-Intensity Ultrasound, Gallego-Juárez J.A., Graff K.F., Eds. Woodhead: Cambridge, UK, 2015, pp. 259–293.

2. Cheng X.M., Yang K., Wang J., Xiao W.T., Huang S.S. Ultrasonic system and ultrasonic metal welding performance: A status review. J. Manuf. Proc. 2022. V. 84ю P. 1196-1216.

3. White D., Ultrasonic Object Consolidation. United States Patent № 6519500.

4. Hehr A., Norfolk M. A comprehensive review of ultrasonic additive manufacturing. Rapid Prototyping Journal. 2019. V.26. P. 445–458.

5. Дежкунов Н.В. Бесконтактный виброметр (2020). https://cavitation.bsuir.by/beskontaktnyy-vibrometr.

# ИССЛЕДОВАНИЕ УДЕЛЬНОЙ НАМАГНИЧЕННОСТИ КАПСУЛИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКА ЖЕЛЕЗА

**Ларин А.О., Желудкевич А.Л., Говор Г.А., Демиденко О.Ф., Римский Г.С.**
*ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь,*
*e-mail: larin@physics.by*

Разработан композиционный магнитомягкий материал на основе порошка железа ABC100.30, капсулированный изоляционным покрытием различной толщины на основе оксида фосфора. Исследованы температурные зависимости удельной намагниченности полученных нанокомпозитов в магнитном поле 0,86 Тл. Синтезированные композиты являются ферромагнетиками. Температура Кюри для чистого порошка железа ABC100.30 составляет 961 K, а для композита с трехслойным покрытием частиц – 942 K. Из анализа температурных зависимостей полученного порошкового композита установлено, что нанесение оксидных покрытий $P_2O_5$ не приводит к существенному изменению величины удельной намагниченности.

Магнитомягкие композиционные (SMC) материалы в настоящее время получают все большее распространение благодаря существенным преимуществам по сравнению с традиционными металлическими ламинированными магнитомягкими материалами [1, 2]. Это и изотропность в прохождении магнитного потока, минимальное значение вихревых потерь, технологичность и безотходность производства и ряд других преимуществ. Все это открывает возможность производства с применением компонентов на их основе двигателей с поперечным или осевым потоком, изготовление которых из листов обычного ламинированного железа было бы невозможным или непомерно дорогим. Возможность создания сложных трехмерных траекторий потока была успешно использована при производстве двигателей с клешневым полюсом и высоким крутящим моментом. Все эти достоинства SMC-материалов в особенности проявляются при переходе на высокочастотный рабочий диапазон [3, 4].

В настоящее время работы по поиску и исследованию функциональных свойств композиционных магнитомягких материалов проводятся в различных научных центрах мира [5]. Наибольшие успехи были достигнуты компанией Hoganas AB, выпускающей коммерческие SMC-материалы, например, Somaloy, получаемые с использованием особо чистых железных порошков и изоляции на основе оксида фосфора [6, 7]. Однако, отдельные параметры, в первую очередь это потери на перемагничивание, а также их высокая стоимость не совсем устраивают потребителей. В этой связи представляет интерес разработка SMC-материалов с использованием недорогих серийных особо чистых железных порошков, к примеру, ABC100.30.

Целью настоящей работы является исследование магнитных свойств композиционного материала при оптимальном выборе толщины изоляционного покрытия.

Исследования намагниченности исходных порошков железа ABC100.30 и нанокомпозитов на основе капсулированных оксидом фосфора порошков ABC100.30 проведены в интервале температур 77 – 1100 K в магнитном поле 0,86 Тл пондеромоторным методом.

На рисунках 1 – 2 представлены температурные зависимости удельной намагниченности исходных порошков ABC100.30 и синтезированных композитов ABC100.30+$P_2O_5$ с трехслойным покрытием частиц. При температуре жидкого азота величина удельной намагниченности исходного порошка составляет 182 $А·м^2·кг^{-1}$ (рисунок 1). Материал является ферромагнетиком, а температура Кюри, определенная по максимуму первой производной температурной зависимости намагниченности ($\Delta\sigma/\Delta T$), равна 961 K. Магнитный момент атома железа в порошке ABC100.30 при температуре жидкого азота составляет 1,82 $\mu_B$. Из анализа температурных зависимостей полученного порошкового композита (рисунок 2) установлено, что

нанесение оксидных покрытий $P_2O_5$ не приводит к изменению удельной намагниченности в пределах погрешности измерений (таблица 1).

Таблица 1 – Магнитные характеристики композитов на основе порошка железа АВС100.30

| | Чистый АВС100.30 | АВС100.30 + 1 слой $P_2O_5$ | АВС100.30 + 2 слоя $P_2O_5$ | АВС100.30 + 3 слоя $P_2O_5$ |
|---|---|---|---|---|
| Удельная намагниченность, $\sigma_{77}$ ($А·м^2·кг^{-1}$) | 182,4 | 181,9 | 182,3 | 183,8 |
| Магнитный момент, $\mu$ | 1,82 | 1,82 | 1,82 | 1,84 |
| Температура Кюри, К | 961 | 960 | 955 | 942 |

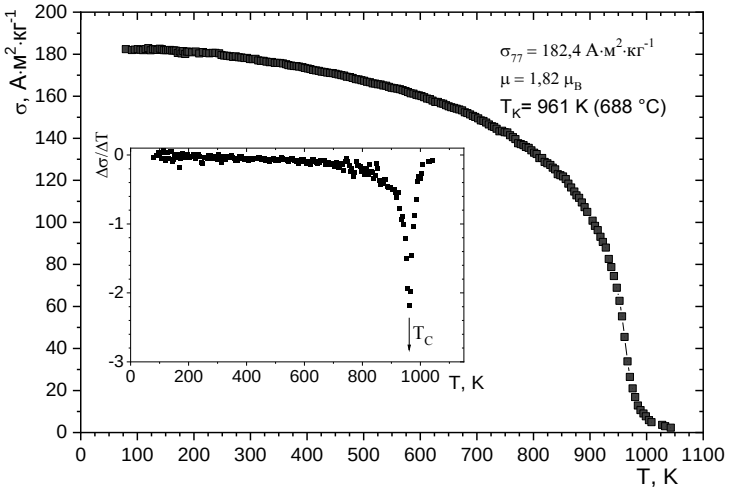



Рисунок 1– Температурная зависимость удельной намагниченности исходного порошка железа АВС100.30

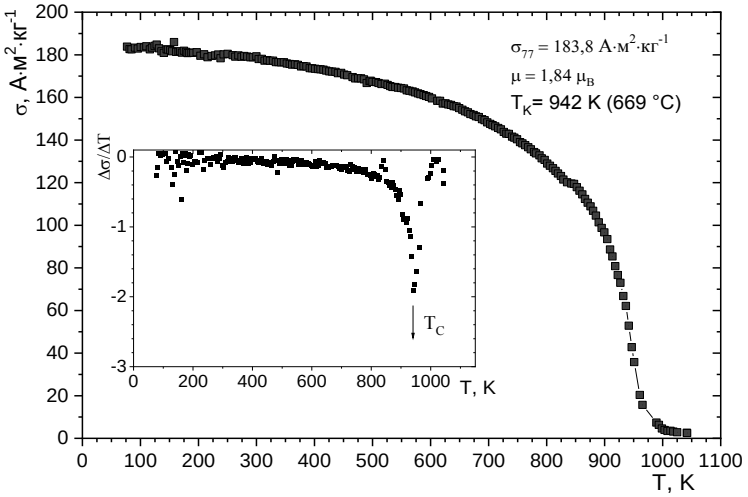



Рисунок 2 – Температурная зависимость удельной намагниченности порошкового композита ASC100.30 + 3 слоя $P_2O_5$

Разработан композиционный магнитомягкий материал на основе порошка железа АВС100.30, капсулированный изоляционным покрытием различной толщины на основе оксида фосфора. Установлено, что нанесение тонких покрытий не привело к изменению величины удельной намагниченности исходных порошков железа, а значит не повлияло на обменное магнитное взаимодействие. Величина удельной намагниченности при температуре жидкого азота составляет 182 $А·м^2·кг^{-1}$ для чистого

порошка и 184 $А·м^2·кг^{-1}$ для композитов на основе капсулированного порошка железа тремя слоями оксида фосфора. Синтезированные композиты на основе порошка железа ABC100.30, частицы которого капсулированы оксидом фосфора, являются магнитомягкими материалами с характеристиками, необходимыми для создания электротехнических компонентов.

***Представленные исследования выполнены при финансовой поддержке БРФФИ (№ Т22М-058 от 08.07.2022).***

ЛИТЕРАТУРА

1. Yan An, Shuai Feng, Guoqing Shao, Wanli Yuan, Kai S Xiaofeng Li, and Runhua Fan. Influence of the Annealing Process on Magnetic Performance of Iron Based Soft Magnetic Composites Eng. Sci., 2020, 11, 85-91.
2. Wanli Yuan, Kai Sun1, Jiahong Tian, Yaping Li, Zongxiang Wang, Boyang Liu, and Runhua Fan. Improved magnetic properties of iron-based soft magnetic composites with a double phosphate-SiO2 shells structure. J Mater Sci: Mater Electron.Published on line: 21 July. 2021.
3. Y.V. Timoshkov, G.A. Govor, A.K. Vecher, AO Larin. Optimization of The Properties of Low-Frequency Composite Magnetic Soft Material Based on Iron Powders. Nano Technol & Nano Sci J , 2020.
4. J. Li, J. Yu, W. Li, S. Che, J. Zheng, L. Qiao, Y. Ying, The preparation and magnetic performance of the iron-based soft magnetic composites with the Fe@Fe3O4 powder of in situ surface oxidation, J. Magn. Magn. Mater. 454 (2018) 103–109.
5. Говор Г.А., Михневич В.В. Композиционные магнитно-мягкие материалы на основе порошков железа. Неорган. материалы. 2007, т.43, №7, с.805–807.
6. Skorman, B., Chzhou, E., and Jansson, P., RF Patent 2389099, 2010.
7. Jansson, P., Advance in soft magnetic composites, Symp. on Soft Magnetic Materials 98, Barcelona, 1998, no. 7.

# ПОЛУЧЕНИЕ ПРУТКОВ И ПОЛОС ИЗ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ TiNiHf С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ГАФНИЯ И НИКЕЛЯ

**Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Куприков М.П., Лайшева Н.В., Юсупов В.С.**
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва, Россия*
*andreev.icmateks@gmail.com*

Сплавы системы TiNiHf являются одними из наиболее перспективных сплавов, обладающих высокотемпературным эффектом памяти формы, для широкого практического применения, поскольку они обеспечивает требуемые механические и функциональные свойства в сочетании с относительно низкой стоимостью и стабильностью эксплуатационных характеристик. При этом на сегодняшней день существует проблема получения качественных прутков и полос из сплава TiNiHf с низким содержанием Ni и Hf и температурой конца восстановления формы около 150 °С, которые востребованы в ряде предприятий. В данной работе проведено исследование влияния содержания Hf и режимов термомеханической обработки, на механические и функциональные свойства СПФ системы TiNiHf с пониженным содержанием Hf и Ni для оценки возможности получения качественных полос из СПФ TiNiHf, обладающих ЭПФ в температурном интервале 100-200 °С, а также требуемым комплексом механических и функциональных свойств. Слиток массой 95 г и размерами 10x25x36 мм был получен методом вакуумной электродуговой плавки с 6-кратным переплавом. Гомогенизирующий отжиг слитков не проводили с целью оптимизации технологической схемы получения листов. Нагрев слитка перед прокаткой осуществляли в камерной печи в атмосфере аргона в течение 30 минут. Горячую прокатку слитка проводили на лабораторном стане ДУО300 при температуре 850 °С с относительной деформацией за проход 5-10 %. В результате горячей прокатки была получена качественная листовая заготовка без видимых макро- и микродефектов толщиной 2,1 мм. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии было установлено, что температурный интервал обратного мартенситного превращения для сплава TiNiHf в горячекатаном состоянии сужается по сравнению с литым состоянием (90-140 °С) и составляет 107-144 °С, что косвенно может свидетельствовать о повышении однородности структурного состояния полученного образца после горячей прокатки. Дальнейшую холодную прокатку слитка проводили на лабораторном прокатном стане Кварто-110/300 с относительной степенью деформации за проход не более 10 %. В результате прокатки было установлено, что максимальная накопленная степень деформации до разрушения при холодной прокатке для данного сплава составляет 20 %. Следовательно, для получения тонких листов методом холодной прокатки необходимо использование промежуточных отжигов. В результате продольной прокатки и промежуточных отжигов при температуре 850 °С в течение 15-20 мин в атмосфере аргона с последующей закалкой в воду была получена качественная листовая заготовке толщиной 1,0 мм. Температура конца обратного мартенситного превращения для полученного тонкого листа составила 130 °С, предел прочности – 1430 МПа, твёрдость – 400 ед. HV. Полученные результаты говорят о перспективности использования данного состава сплава и режимов термомеханической обработки для получения листов высокотемпературного СПФ TiNiHf с пониженным содержанием никеля и гафния и температурами обратного мартенситного превращения в интервале 100-200 °С.

***Исследование выполнено в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00320-24-00.***

# СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО И ТЕПЛОВОГО СОСТОЯНИЯ В ПРОЦЕССАХ ПРОШИВКИ ЗАГОТОВОК ИЗ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА

**Андреев В.А., Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Юсупов В.С., Рогачев С.О., Куприков М.П.**
*ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия*
*email: vandreev@imet.ac.ru*

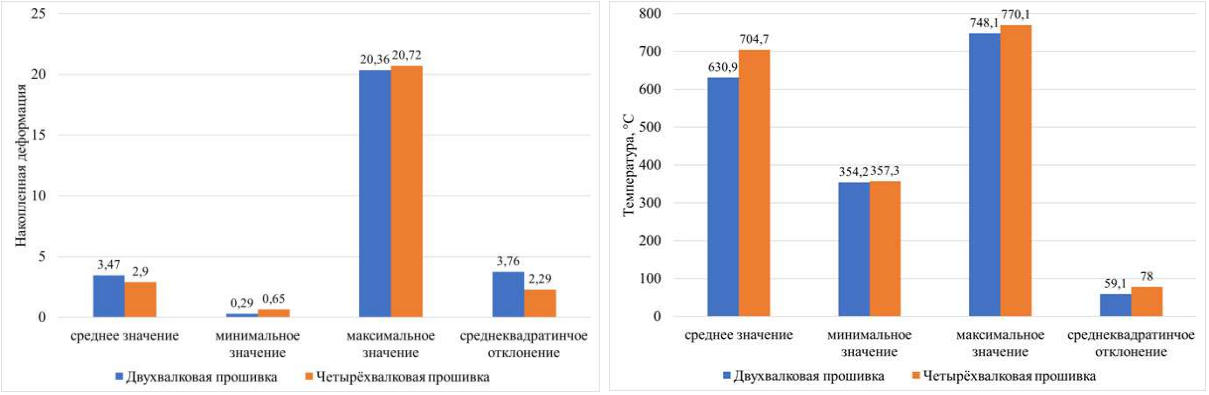
Винтовая прошивка является одним из способов получения полых трубных заготовок [1]. Наибольшее распространение при винтовой прошивке на данный момент получили двухвалковый станы [2]. Существенно в меньшей степени распространена прошивка в трёхвалковых станах, что обусловлено особенностями напряжённо-деформированного состояния заготовок [3]. Во многом по этой причине отсутствует опыт прошивки труднодеформируемых материалов без разрушения в трёхвалковых станах. При этом в двухвалковых станах получают без разрушения полые трубные заготовки из ряда труднодеформируемых материалов [4-7]. В работе [8] предложена конструкция четырёхвалкового стана, а также показано, что при четырёхвалковой прошивке по сравнению с существующими схемами создается наиболее благоприятное с точки зрения обеспечения наибольшей пластичности напряжённо-деформированное состояние, что особенно важно при получении гильз из труднодеформируемых материалов. В настоящее время в России не решена задача получения полой трубной заготовки (гильзы) из никелида титана винтовой прошивкой [9]. При двухвалковой прошивке без разрушения не удаётся деформировать заготовки из никелида титана. Учитывая указанные выше преимущества четырёхвалковой схемы, представляется актуальным оценить напряжённо-деформированное состояния заготовок из никелида титана при двух- и четырёхвалковой прошивках и продемонстрировать насколько большую технологическую пластичность никелида титана можно обеспечить четырёхвалковой прошивкой.

Целью работы являлось сравнение с помощью компьютерного моделирования в среде QForm напряжённо-деформированного и теплового состояний гильз из никелида титана при винтовой прошивке в двух- и четырёхвалковом станах.

Параметры моделируемых процессов представлены в табл. 1. При моделировании использовали тип операции «Винтовая прокатка». Расстояние между валками двухвалкового стана в пережиме и между основными валками четырёхвалкового стана в пережиме составляло 22 мм, расстояние между линейками двухвалкового и между вспомогательными валками четырёхвалкового – 23 мм. Диаметр заготовки перед прокаткой составлял 25 мм. Диаметр оправки – 10 мм, обжатие перед носком оправки составляло 8%. Материалом заготовки являлся эквиатомный сплав Ni-Ti [10]. Исходная температура заготовки задавалась равной 900°С. Материал валков – сталь 40Х. Фактор трения, исходя из опыта моделирования процессов винтовой прокатки в QForm, задали равным 3. По результатам моделирования в QForm оценили распределение накопленной деформации и температуры в объёме полученных гильз (рис. 1). Для оценки напряжённого состояния гильз с помощью инструментария QForm рассчитали средние значения нормализованного среднего напряжения в 5 точках в гильзе, расположенных на установившейся стадии по толщине стенки с равным шагом (рис. 2а), за весь процесс прошивки (рис. 2б).

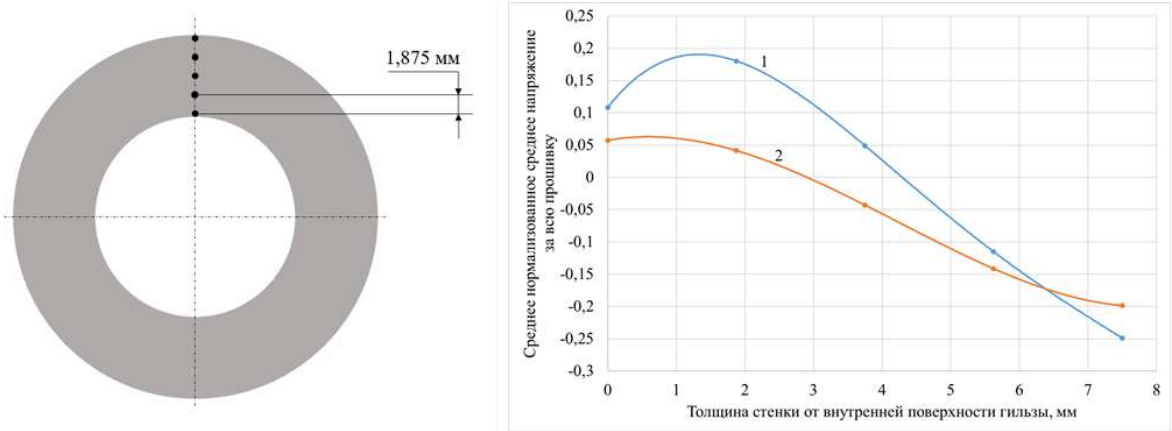
Таблица 1 – Параметры моделируемых процессов

| Стан | Диаметр валка в пережиме, мм | Частота вращения, об/мин | Угол подачи, град. | Угол раскатки, град. |
|---|---|---|---|---|
| Двухвалковый | 50 | 60 | 15 | 0 |
| Четырёхвалко-вый | 50 (основной), 36 (вспомогательный) | 60 (основной), 83 (вспомогатель-ный) | 15 | 7 (основной), -7 (вспомогатель-ный) |




а б

Рисунок 1– Показатели распределения накопленной деформации (а) и температуры (б) в объёме прошитых гильз




а б

Рисунок 2 – Точки в гильзе, для которых рассчитывали нормализованное среднее напряжение (а) и изменение среднего за весь процесс прошивки нормализованного среднего напряжения по толщине стенки гильзы (б) при двух- (1) и четырёхвалквой (2) схемах

При четырёхвалковой прошивке деформированное состояние более равномерное, чем при двухвалковой: среднеквадратичное отклонение накопленной деформации в объёме прошитой заготовки в 1,6 раз меньше (рис. 1а). При четырёхвалковой прошивке по сравнению с двухвалковой средняя температура на 12% выше (рис. 1б), что способствует повышению пластичности. Размах значений нормализованного среднего напряжения по толщине стенки на установившейся стадии четырёхвалковой прошивки по сравнению с двухвалковой на 40% меньше (рис. 2б). При этом среднее значение нормализованного среднего напряжения по толщине стенки -0,06 при четырёхвалковой и -0,005 при двухвалковой прошивке, т.е. при четырёхвалковой прошивке в 10 раз меньше. Выявленные особенности напряжённо-деформированного и температурного состояний при четырёхвалковой прошивке, учитывая нерешённость задачи по получению бесшовных труб из никелида титана в России, создают реальные предпосылки для осуществления прошивки заготовок из никелида титана для получения качественных гильз и бесшовных труб.

***Благодарность. Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 23-19-00775, https://rscf.ru/project/23-19-00775/***

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Чекмарев А. П., Ваткин Я. Д., Ханин М. И., Биба В. И., Кирвалидзе Н. С. Прошивка в косовалковых станах. - М.: «Металлургия», 1967. - 240 с.

2. Потапов И. Н., Полухин П. И. Технология винтовой прокатки (2-е издание). - М.: «Металлургия», 1990. - 344 с.

3. Тетерин П. К. Теория поперечно-винтовой прокатки. (2-е издание). - М.: "Металлургия", 1983. - 270 с.

4. Zhang H., Wang B., Feng P., Wang J., Liu W. Numerical and experimental study on axial feed skew rolling of small-diameter gh4169 alloy bars // Journal of Physics: Conference Series. 2023. V. 2437. P. 012051.

5. Yin Y. D., Wang M. J., Li S. Z., Wang P. Z., Wang X. D., Li G. T. Influence of Roll Rotational Speed on inside Bore and Lamination Defects in Rotary Piercing Large Diameter Heavy Wall P92 Steel Pipe Process // Applied Mechanics and Materials. 2013. V. 421. P. 205-211.

6. Zhou D., Zeng W., Xu, J. Rotary Piercing Technique of Ti80 Titanium Alloy Seamless Tube // Rare Metal Materials and Engineering, 2020. V. 49. P. 1045–1050

7. Zhang Z., Liu D., Yang Y., Zheng Y., Pang Y., Wang J., Wang H. Explorative study of rotary tube piercing process for producing titanium alloy thick-walled tubes with bi-modal microstructure // Archives of Civil and Mechanical Engineering. 2018. V. 18. P. 1451–1463.

8. Чан Ба Хюи. Разработка и исследование процесса винтовой прокатки в четырехвалковом стане на основе физического и компьютерного моделирования: дисс. … канд. техн. наук. - М., 2019. - 101 с.

9. Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Скрипаленко М.М. Оценка напряженно-деформированного состояния заготовок из сплавов Ti – Ni при трехвалковой винтовой раскатке на основе компьютерного моделирования // Цветные металлы. 2023. №12. С. 75-79

10. Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Юсупов В.С., Андреев В.А., Скрипаленко М.Н., Воротников В.А., Гартвиг А.А., Гладков Ю.А. Оценка напряжённо-деформированного и кинематического состояний заготовки из никелида титана в процессах винтовой прокатки на основе компьютерного моделирования // Металлург. 2023. №10. С. 82-88

# ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ ПРИ РЕЗАНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ АЛМАЗНЫМИ ОТРЕЗНЫМИ КРУГАМИ

**Попок Н.Н.[1], Бабич В.Е.[2], Портянко С.А.[1], Тихон Е.М.[1], Анисимов В.С.[1]**

*[1]Полоцкий государственный университет имени Евфросинии Полоцкой, г. Новополоцк, Республика Беларусь*
*[2]Университет гражданской защиты МЧС Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь*

Алмазные отрезные круги применяются как для обработки минеральных материалов, сложных бетонных смесей, а также различных комбинаций материалов. Данный вид инструмента состоит из отдельных сегментов, закрепленных к корпусу посредством пайки или лазерной сварки. Основные области применения данных инструментов – строительная, камнеобрабатывающая и горнодобывающая промышленность.

Процесс резания алмазным отрезным кругом – это эффективный и широко используемый метод разделения-резания различных твердых тел. При механической обработке заготовок абразивными кругами в зоне резания выделяется значительное количество тепловой энергии, которая нагревает режущие кромки инструмента, снижая их стойкость [1,2]. Вынужденное в этом случае уменьшение параметров режимов резания приводит к снижению производительности обработки. Особенно остро эта проблема возникает при отрезании и разрезании заготовки из труднообрабатываемых материалов алмазными кругами на металлической связке. Для повышения стойкости кругов и производительности их работы необходимо обеспечить эффективный теплоотвод из зоны резания и охлаждение режущих кромок. В качестве технического решения этой задачи предлагаются алмазные круги с сегментной режущей кромкой [3], а также алмазные отрезные круги, на боковых поверхностях режущих сегментов которых выполняются канавки с различными угловыми и линейными размерами [4].

Схема обработки (отрезания) заготовки алмазным кругом с сегментной кромкой представлена на рисунке 1, где показаны направления движения круга, сходящей стружки и воздушных потоков, образующихся при резании.

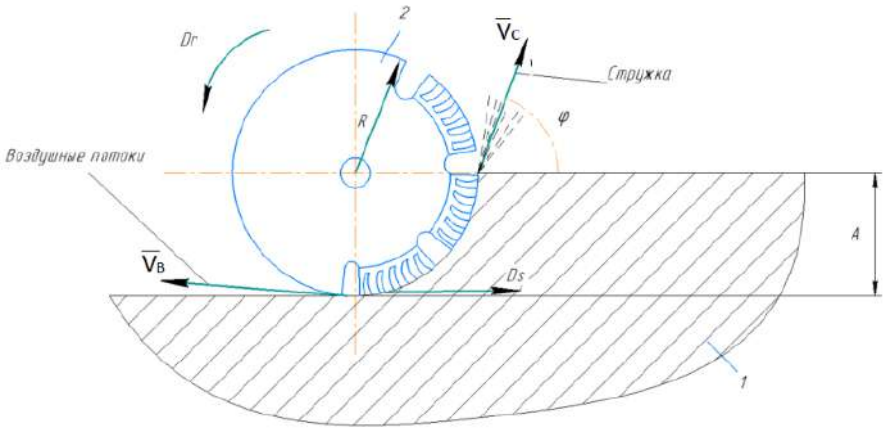



Рисунок 1 – Схема отрезания заготовки 1 алмазным кругом с сегментной режущей кромкой 2

Рассмотрим кинематические и геометрические параметры обработки алмазным кругом. При отрезании заготовки кругом радиусом R текущий угол контакта φ режущей части с заготовкой будет определяться глубиной врезания круга A, а также скоростями главного движения круга Dr и движения подачи Ds, соответственно $V_r$ и $V_S$ (рисунок 2).

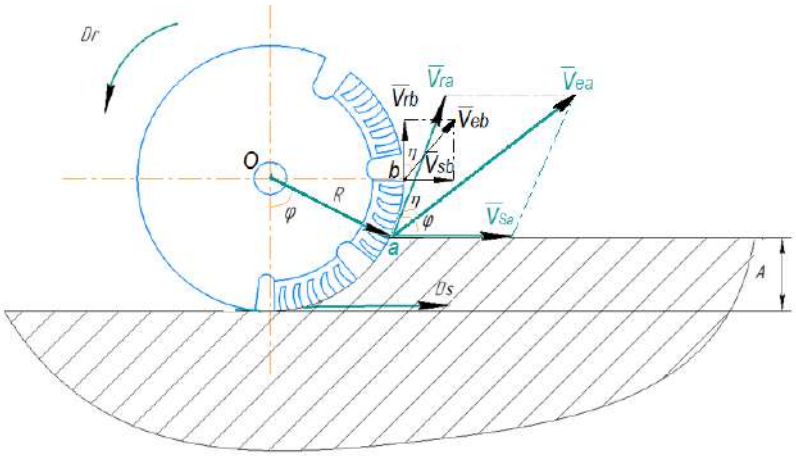



Рисунок 2 – Схема для определения угла контакта отрезного круга с заготовкой

Исходя из глубины врезания A [5]:

$$\cos\varphi = \frac{R-A}{R} \tag{1}$$

С учетом линейной скорости вращения круга $Vr_b$ и линейной скорости подачи $Vs_b$ при максимальной глубине врезания круга A в точке b, равным радиусу круга R угол между вектором скорости главного движения резания $Vr_b$ и вектором скорости результирующего движения резания $Ve_b$ определяется по формуле:

$$tg\eta = \frac{V_{Sb}}{V_{rb}}\ . \tag{2}$$

Для текущего угла контакта φ по проекциям уравнения Эйлера для скоростей:

$$V_{ra}\cdot\cos\eta = V_{Sa}\cdot\cos(\varphi-\eta)$$

или

$$V_r\cdot\cos\eta = V_S\cdot\cos\varphi\cdot\cos\eta + V_S\cdot\sin\varphi\cdot\sin\eta\ . \tag{3}$$

Откуда

$$V_r = V_S\cdot\cos\varphi + V_S\cdot\sin\varphi\cdot tg\eta$$

или

$$V_r = V_S\cdot\frac{R-A}{R} + V_S\cdot\sin\varphi\cdot\frac{V_S}{V_r}\ . \tag{4}$$

Из формулы (4) можно выразить угол φ:

$$\sin\varphi = (V_r - V_S\cdot\frac{R-A}{R})\cdot\frac{V_r}{V_S^2} =$$

$$= \frac{V_r^2}{V_S^2} - \frac{V_r}{V_S}\cdot\frac{R-A}{R}$$

или

$$\varphi = \arcsin\left(\left(\frac{V_r}{V_S}\right)^2 - \frac{V_r}{V_S}\cdot\left(\frac{R-A}{R}\right)\right). \tag{5}$$

Для рассматриваемого частного случая по формуле (5) можно определить угол контакта круга с заготовкой с учетом глубины врезания и результирующей скорости резания. Этот угол будет определять направление потока образующейся при резании стружки.

Полученная формула для расчета угла контакта круга с заготовкой при отрезании или разрезании позволяет установить оптимальные диапазоны изменения линейных скоростей вращения и поступательного движения круга, глубины врезания и радиуса круга, обеспечивающие эффективный отвод стружки и пыли из зоны резания.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Справочник абразивная и алмазная обработка материалов / А. Н. Резникова; под ред. д-ра техн. наук, проф., А. Н. Резникова. – М. Машиностроение, 1977. – 391 с.
2. Резников, А. Н. Тепловые процессы в технологических системах : учеб. для вузов по специальностям «Технология машиностроения» и «Металлорежущие станки и инструменты» / А.Н. Резников [и др] ; под ред. А. Н. Резникова. – М.: Машиностроение, 1990. – 288 с.
3. Круги алмазные отрезные. Технические условия : ГОСТ 32833-2014. – Введ. 25.06.2015. – М. : Стандартинформ, 2015. – 12 с.
4. Проблемы создания специализированного и универсального алмазно-абразивного инструмента / В. Е. Бабич // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. научных трудов. В 3 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки ; редкол. : В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск, 2020. – С 6–15.
5. Сипайлов, В. А. Тепловые процессы при шлифовании и управление качеством поверхности / В. А. Сипайлов. – М. : Машиностроение, 1978. – 167с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

**Аникеев С.Г.[1], Кафтаранова М.И.[1], Артюхова Н.В.[1], Ходоренко В.Н.[1], Барайшук С.М.[2], Митюк В.И.[3]**

[1]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*

[2]*Белорусский государственный аграрный технический университет, Минск, Беларусь*

[3]*НПЦ НАН Беларуси по материаловедению, Минск, Беларусь*

anikeev_sergey@mail.ru

Разработка эффективного способа подготовки поверхности монолитного материала на основе TiNi путем электронно-пучковой обработки является необходимым этапом при создании пористо-монолитных композиций для эндопротезов ребер. Прочного припекания порошка никелида титана к поверхности монолитной части эндопротеза можно добиться путем электронно-пучковой обработки, которая формирует более однородную структуру поверхности при взаимодействии металлической поверхности с сильноточным электронным пучком. Воздействие электронного пучка на макроструктуру, химический и структурно-фазовый состав тонкого поверхностного слоя неизбежно ведет к смене механических свойств обработанной поверхности. В связи с этим, актуальным является анализ влияния электронно-пучковой обработки на микротвердость, параметры шероховатости и смачиваемости поверхности металлических материалов TiNi.

В ходе исследования путем индукционной плавки губчатого Ti и электролитического Ni получены монолитные слитки с химическим составом 49,0–49,5 ат. % Ni и прокатаны на двухвалковом прокатном стане до толщины 1,5–2 мм. В эксперимент взяты 2 серии образцов. I серия: образцы в исходном состоянии с оксидным слоем без обработки – PI(ox), после обработки электронным пучком PI(ox)-20, PI(ox)-30. II серия: образцы после травления раствором кислот – PI(et), после обработки электронным пучком PI(et)-20, PI(et)-30. Химическое травление образцов проводили в растворе кислот ($3H_2O+2HNO_3+1HF$). Обработка электронным пучком выполнена при энергии электронов 20 и 30 кэВ, плотности энергии Es≈6 Дж/см2, количество импульсов – 15. Механические свойства поверхности определяли методом Оливера-Фарра с использованием прибора CSM Instruments TTX-NHT2. Методика позволяет определять инструментальную твёрдость - HIT, твёрдость по Виккерсу – HV. Исследование параметров шероховатости проводили с помощью интерференционного микроскопа профилометра «МНП-1». Для оценки смачиваемости поверхности образцов использовался анализатор формы капли (Easy Drop DSA 20, Krüss, Гамбург, Германия).

При обработке в режиме 20 кэВ для образцов I серии наблюдали увеличение HIT и HV. Это обусловлено макроструктурными особенностями поверхности. Поверхность образца в исходном состоянии без обработки PI(ox) состоит из оксидного слоя, имеющего дискретную грануловидную структуру. После модификации электронным пучком, поверхность образца PI(ox)-20 представляет собой сплошной слой. Кроме того, обработка НСЭП материала приводит к возникновению внутренних напряжений, которые локализуются в приповерхностных объемах. Совокупность данных факторов объясняет рост значений микротвердости. Снижение параметров твердости на 20 % при воздействии электронного пучка в режиме 30 кэВ связано с уменьшением оксидного слоя и преобладанием фазы TiNi(B2) твердость которой существенно ниже. В рамках II серии после травления наблюдается снижении HIT и HV модифицированной в режиме 20 кэВ за счет формирования в ходе мартенситного перехода в его поверхностной структуре мартенситной фазы TiNi(B19′) под влиянием электронного пучка. Фаза мартенсита имеет меньшую твердость в сравнении с

аустенитной фазой TiNi(B2). Повышение энергии электронов до 30 кэВ не приводит значительному изменению параметров твердости.

Деформационное воздействие в процессе прокатки на поверхность образца Pl(ox) сказывается на росте параметров шероховатости. После модификации электронным пучком в режиме энергии электронов 20 кэВ и 30 кэВ наблюдается снижение значений параметров шероховатости. Это связано с нарастающей долей расплава, который появляется при высокоэнергетическом воздействии. В рамках II серии для образца Pl(et) в результате удаления оксидного слоя морфология поверхности образца приобретает развитый рельеф. Воздействие электронного пучка приводит к сглаживанию основной площади поверхности пластины несмотря на возникновение микрократеров, появление которых вносит коррективы в параметр среднего арифметического отклонения профиля, повышая его. При увеличении энергии до 30 кэВ числа микрократеров и их глубина снижается.

Снижение шероховатости и образование гладкой поверхности в процессе воздействия влияет на характеристики гидрофобности/гидрофильности при смачивании поверхности сплава TiNi (таблица 1).

Таблица 1 – Параметры смачивания поверхности (краевой угол) для образцов двух серий

| Образцы | I серия | | | II серия | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Pl(ox) | Pl(ox)-20 | Pl(ox)-30 | Pl(et) | Pl(et)-20 | Pl(et)-30 |
| Краевой угол, ° | 55,9 | 85,5 | 96,5 | 42,4 | 84,3 | 88,0 |

Сглаживание поверхности образца Pl(ox) в процессе обработки и смене ее режима от 20 до 30 кэВ переводит гидрофильную поверхность в разряд гидрофобных. Для образца Pl(et) не смотря на общее сглаживание и тенденцию уменьшения краевого угла смачивания, обработка электронным пучком сохраняет гидрофильность поверхности при повышении энергией электронов.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10045.***

# СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТОНКИХ НИТЕЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Артюхова Н.В.[1], Аникеев С.Г.[1], Кафтаранова М.И.[1], Ходоренко В.Н.[1], Митюк В.И.[2]**
[1]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*
[2]*НПЦ НАН Беларуси по материаловедению, Минск, Беларусь*
anikeev_sergey@mail.ru

Внедрение имплантируемых волокнистых конструкций на основе тонких нитей никелида титана (TiNi) в лечебную практику, показывает высокий потенциал данного материала для решения сложных функциональных задач в области хирургии мягких тканей организма человека. Однако в некоторых случаях в отдаленные сроки может наблюдаться прорезывание имплантатом биологических мягких. Такие ситуации связаны с усиленным деформационным воздействием и изменения анатомических особенностей в области хирургического вмешательства. Это может являться следствием перенесенных заболеваний, структурных изменений тканей в области имплантации, общих изменений функциональных свойств композитной структуры имплантируемой конструкции с окружающими мягкими тканями. В процессе работы устройства происходит накопление дефектов в структуре материалов под действием постоянной знакопеременной нагрузки, что выражается в нарушении параметров биомеханической совместимости. В основе данной проблемы лежит разность модуля упругости имплантируемого материала и биологических тканей. Решением данной проблемы может выступить модификация функциональных свойств тонких нитей TiNi за счет стабилизация мартенситной фазы в процессе криогенного воздействия. Важным при этом является состояние структуры исходного материала, тонких нитей TiNi.

Для получения тонких нитей с различным исходным состоянием - различного состава ТН-10 (Ti–50,5Ni), ТН-20 (Ti–49,35Ni), применяемых в волокнистых конструкциях, использованы цилиндрические слитки диаметром 20 мм и длиной 300-350 мм на основе никелида титана. Последние получены методом индукционной плавки с использованием титановой губки и пластин электролитического никеля в атмосфере аргона. Методом волочения получены экспериментальные образцы тонких нитей диаметром 60 мкм по традиционной технологии. Пробоподготовка металлографических шлифов полученных образцов тонких нитей была выполнена с использованием оборудования марки «Struers». Макро- и микроструктура тонких нитей в различных состояниях изучена методом растровой электронной микроскопии на сканирующих электронных микроскопах SEM 515 (Philips, Нидерланды) и Quanta 200 3D (FEI Company, США) при ускоряющих напряжениях от 20 до 30 кВ и размере пучка 5–20 нм в режиме вторичных и обратно-отраженных электронов. Исследования интегрального химического состава экспериментальных образцов были проведены методом энергодисперсионного микроанализа (EDX).

Методом РЭМ установлено что структура тонких нитей с различным химическим составом представляет собой композитную структуру на основе оксидного слоя $TiO_2$ и матрицы TiNi. Установлено, что для сплава ТН-20 характерны многочисленные двойниковые структуры, для ТН-10 такие области являются малочисленными. Двойниковые структуры образуются на границах зерен и имеют высокое значение для реализации эффекта стабилизации мартенситной фазы в сплавах на основе никелида титана.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00735.***

# МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ДЛЯ ПРИДАНИЯ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ СВОЙСТВ

**Теплякова Т.О.[1,2], Конопацкий А.С.[1,2], Прокошкин С.Д.[1]**
*[1]НИТУ "МИСИС", Россия, Москва*
*[2]Институт кристаллографии имени А.В. Шубникова Курчатовского Комплекса «Кристаллография и фотоника», НИЦ Курчатовский Институт, Москва, Россия*
*teplyakova.to@mail.ru*

Новые сплавы на основе Ti-Zr-Nb обладают высокой биосовместимостью, функциональными характеристиками, коррозионной стойкостью и способны проявлять сверхупругое поведение при комнатной температуре. Данный ряд свойств выделяет их среди медицинских сплавов на основе титана и делает перспективной их разработку. Тем не менее, важной остается проблема возникновения бактериальных инфекций на границе кости и металлического имплантата, которые могут привести к распространению глобальных воспалений. Наночастицы золота (AuNPs) являются достаточно изученными наноматериалами для уничтожения бактерий и пленок, однако их собственный антибактериальный эффект не всегда имеет достаточно выраженный характер. Поэтому интерес привлекают методы формирования на поверхности имплантата AuNPs, соединенных с лекарственными веществами.

В данной работе AuNPs были сформированы на поверхности сплава Ti-18Zr-15Nb методом химического восстановления $HAuCl_4*6H_2O$ с использованием $NaBH_4$ в качестве восстановителя. Образцы были полностью погружены в 32 мл $H_2O$, затем 1,5 мг $HAuCl_4*6H_2O$ и 0,25 мл $NaBH_4$ (1,5 мг/мл) добавлено в среду синтеза. Часть образцов предварительно функционализированы в растворе $NaBH_4$ (1,5 мг/мл) в течение 3 мин с воздействием ультразвукового излучения, а далее погружены в среду без дополнительного добавления восстановителя. Синтез проведен в течение 20 минут при постоянном перемешивании. После образцы выдержаны в водном растворе цистеина ($C_3H_7NO_2S$, концентрация 1 мг/мл) в течение 24 часов. Затем N-гидроксисукцинимид (1,6 мг/мл) и EDC (2,4 мг/мл) растворены в воде и образцы погружены в данный раствор на 15 минут. Далее образцы были промыты и погружены в 1 мл раствора гентамицина (40 мг/мл) с добавлением буферного раствора (pH = 7,4). Результаты сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) показали, что наночастицы золота равномерно формируются по всей поверхности подложки при каждом из режимов синтеза, однако формирование AuNPs с предварительной функционализацией поверхности приводит к образованию более крупных наночастиц, полностью заполняющих поверхность.

По результатам рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) образцов до и после выдержки в водном растворе $C_3H_7NO_2S$ установлено, что золото в каждом случае находится в металлическом состоянии. Наличие связи между цистеином и золотом установлено по наличию пика, соответствующего Au-S на спектре серы. Также установлено, что обработка поверхности в растворе $C_3H_7NO_2S$ не оказывает влияния на химическое состоянии поверхности сплава. РФЭС-спектры N1s исследуемых образцов позволили установить наличие связи цистеин-гентамицин. После привязки гентамицина наблюдается увеличение содержания азота. Образцы после антибактериальной модификации показали устойчивый антибактериальный эффект против клеток E. Coli, который обусловлен действием гентамицина. Следует отметить, что в случае образца без предварительной функционализации этот результат достигается при значительно более низкой концентрации наночастиц золота, что подчеркивает повышенную эффективность AuNPs.

***Исследование выполнено при финансовой поддержке стратегического проекта «Биомедицинские материалы и биоинженерия» в рамках реализации программы «Приоритет 2030» НИТУ МИСИС.***

# МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА АК10М2Н ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И РАЗРУШЕННОГО В УСЛОВИЯХ РАСТЯЖЕНИЯ

**Абатурова А.А., Загуляев Д.В., Серебрякова А.А.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*
*aserebrakova87@gmail.com.*

В современных условиях стремительное совершенствование техники и технологии требует, чтобы разрабатывались и производились новые материалы, обладающих повышенными функциональными свойствами, и могли бы заменить традиционно используемые материалы [1]. В связи с этим исследование, направленное на изменение механических свойств сплава АК10М2Н является актуальным. Методика проведения испытаний на растяжение параметры электронно-пучковой обработки выбраны на основании предыдущих исследований научного коллектива [2].

Перспективными материалами, которые способны заменить стали, являются алюминий и сплавы на его основе. Данные, полученные при растяжении сплава АК10М2Н, представлены на рисунке 1, погрешность эксперимента не превышала 10 процентов.

Зависимость предела прочности от плотности энергии пучка электронов (рисунок 1 а) показывает, что электронно-пучковая обработка, при данных параметрах нагружения, не влияет на значение предела прочности, либо приводит к его снижению. Предел текучести (рисунок 1 б) показывает положительную динамику, выходящую за пределы погрешности измерения, для параметров обработки 10 Дж/см$^2$, и 30 Дж/см$^2$, 50 мкс, которая составляет 56 и 55 % соответственно.

Зависимости относительного остаточного удлинения при разрыве от плотности энергии пучка электронов (рисунок 1 в) показывают, что статистически значимое снижение данного параметра наблюдается для режимов воздействия 15 Дж/см$^2$, 50 мкс и 30, 50 Дж/см$^2$, 200 мкс Снижение данного параметра косвенно свидетельствует об уменьшении пластических свойств материала. Абсолютная разность максимального и минимального значений относительного остаточного сужения при разрыве (рисунок 1 г) составляет 0,022% (0,893±0,015% – 0,874±0,015%) что не выходит за пределы доверительного интервала. Данный факт свидетельствует в пользу отсутствия влияния электронно-пучковой обработки на относительное остаточное сужение при разрыве.

Таким образом, при скорости нагружения 2,0 мм/мин, установлено, что статистически значимое увеличение предела текучести сплава АК10М2Н наблюдается для параметров обработки 10 Дж/см$^2$, и 30 Дж/см$^2$, 50 мкс.

Следует отметить, что не для одного из представленных режимов не обнаружено статистически значимое увеличение основной характеристики прочностных свойств – предела прочности на разрыв.

В связи с неоднозначностью установленных зависимостей было принято решение расширить массив данных путем проведения исследований при другой скорости деформирования равной 1,25 мм/мин.

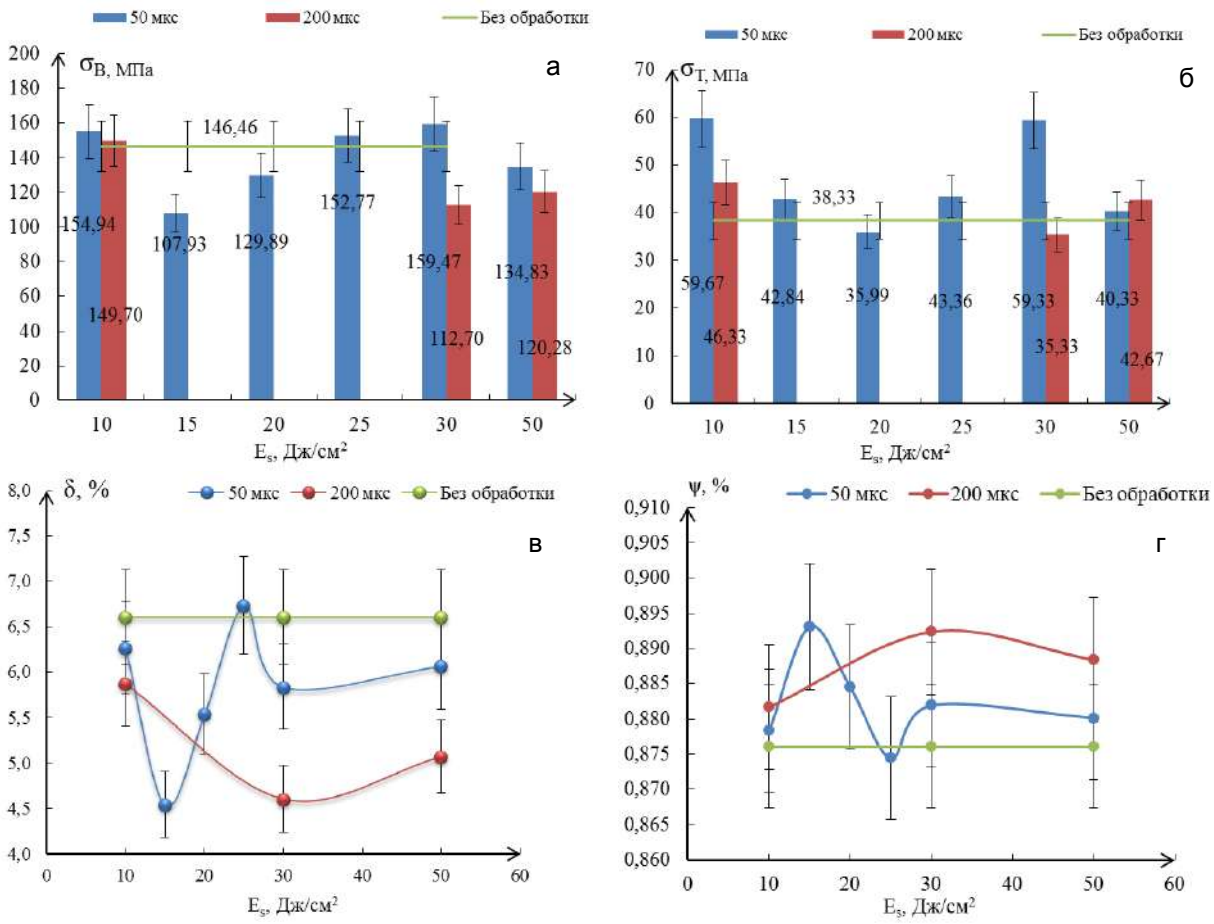



Рисунок 1 – Зависимости средних значений предела прочности (а), предела текучести (б), относительного остаточного удлинения при разрыве (в), относительного остаточного сужения при разрыве (г) от плотности энергии пучка электронов при длительности импульса пучка электронов 50 и 200 мкс

Обобщенные данные, полученные при растяжении сплава АК10М2Н со скоростью 1,25 мм/мин, представлены на рисунке 2.

Анализируя рисунок 2 а отметим, что облучение сплава АК10М2Н сопровождается увеличением прочностных свойств, а именно увеличивается предел прочности на разрыв независимо от плотности энергии пучка электронов. Максимальное увеличение предела прочности наблюдается при режиме обработки 50 Дж/см$^2$, 200 мкс, которое составляет 75 % по сравнению с пределом прочности литого сплава.

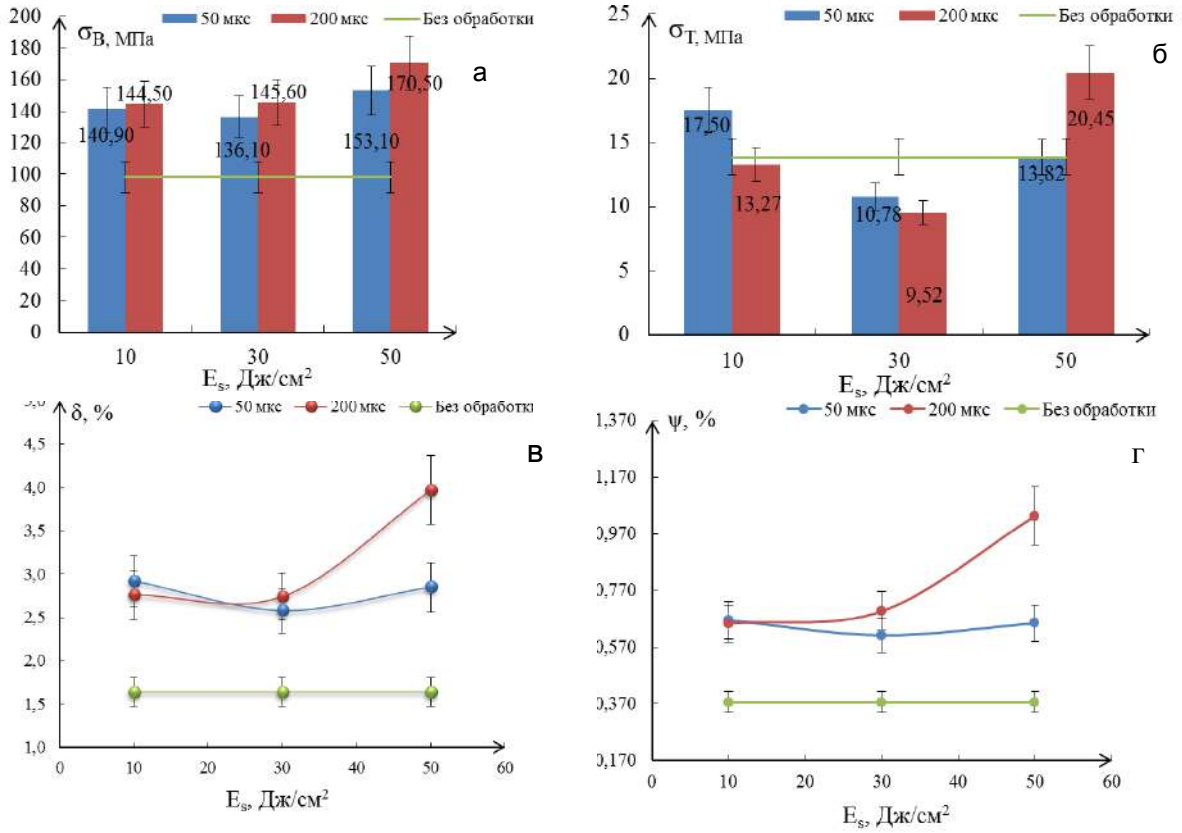



Рисунок 2 – Зависимости средних значений предела прочности (а), предела текучести (б), относительного остаточного удлинения при разрыве (в), относительного остаточного сужения при разрыве (г) от плотности энергии пучка электронов при длительности импульса пучка электронов 50 и 200 мкс для сплава АК10М2Н (скорость деформирования 1,25 мм/мин)

Одновременно с увеличением предела прочности на разрыв увеличиваются и пластические характеристики, а именно относительное остаточное удлинение (рисунок 2 в) и сужение (рисунок 2 г) при разрыве демонстрируют тенденцию к увеличению, независимо от плотности энергии пучка электронов. Максимальное увеличение пластических характеристик наблюдается, также как для предела прочности, для режима воздействия 50 Дж/см$^2$, 200 мкс и составляет порядка 150%.

Таким образом, на основании анализа механических характеристик, можно сделать вывод, что наиболее благоприятным режимом, обеспечивающим наибольшее повышение прочностных и пластических свойств сплава АК10М2Н является режим электронно-пучковой обработки 50 Дж/см$^2$, 200 мкс.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10059,*** **https://rscf.ru/project/19-79-10059/**

1. Бельский, С.Е. Производство алюминиевых сплавов: состояние и перспективы / С.Е. Бельский, И.П. Волчок, А.А. Митяев, Н.А. Свидунович // Литье и металлургия. – 2006. – № 2. – С. 130–133.

2. Серебрякова, А.А. Исследование механических характеристик и морфологии поверхности разрушения сплава АК5М2, поверхностно модифицированного титаном / Серебрякова А.А., Загуляев Д.В., Шляров В.В., Шлярова Ю.А., Иванов Ю.Ф., Устинов А.М. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2023. Т. 21. №1. С. 32-44. https://doi.org/10.18503/1995-2732-2023-21-1-32-44

# ОПЫТ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПРОМЫШЛЕННОЙ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ C-CAD (CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION) В УСЛОВИЯХ ОАО "УРАЛЬСКИЙ ТРУБНЫЙ ЗАВОД"

**Платов С.И.[1], Михалев А.В.[2], Шевелев М.М.[2], Звягина Е.Ю.[1]**
*[1]Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия*
*[2] ОАО «Уральский трубный завод» г. Первоуральск, Россия*
*psipsi@mail.ru, mialex@mail.ru, 5777799@gmail.com, zviagina_mmf@mail.ru*

Опыт изготовления стального листа показывает, что при обжатии крупных непрерывнолитых слябов на станах толстолистовой прокатки в его осевой зоне не происходит полной перекристаллизации [1,2]. Металл трубной заготовки в этой полосе отличается от основного металла значениями механических свойств, что является критичным при производстве сварных труб на электросварочном стане.

Исследования, выполненные на ОАО «Уральский трубный завод» [3,4], показали, что в осевой зоне стального листа трубной заготовки из стали 09Г2С наблюдается строчечное расположение сульфидов марганца, что приводит при стыковой сварке труб к возникновению неустранимых дефектов и браку (рис. 1).

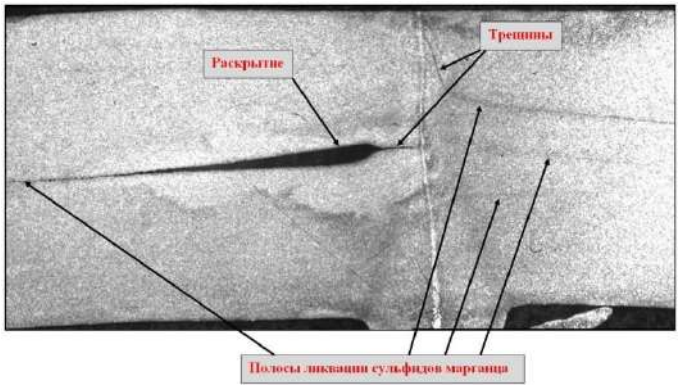



Рисунок 1– Дефекты при высокочастотной стыковой сварке труб

По результатам проведения микрорентгеноспектрального анализа повышение осевой ликвационной неоднородности трубного металла связано с ликвацией серы, фосфора, марганца и углерода. Повышенное содержание этих элементов приводит к увеличению твердости и микротвёрдости металла в зонах ликвации, а повышение твердости свыше значений 250-300 HV способствует образованию холодных трещин при стыковой сварке, к коррозионному растрескиванию под напряжением.

Можно сделать вывод, что основной проблемой при производстве стальных листов для сварных труб является обеспечение благоприятной схемы напряженного состояния металла в очаге деформации, исключение ликвационных зон с повышенной твердостью и получение высоких механических свойств тонколистового проката.

Установлено, что циклическая деформация бойками тонкого сляба с преобладанием высоких сжимающих напряжений на уровне до 320-330 МПа способствует достаточной проработке литого строения стали с образованием поликристаллической равномерной нетекстурированной зернистой структуры с улучшенными качеством и технологическими свойствами стальных листов. Для решения данной проблемы использована компактная и ресурсосберегающая установка непрерывного литья и деформации c-cad (continuous casting and deformation) (рисунок 2), технологические возможности которой предусматривают отливку тонких слябов толщиной от 30 до 40 мм, их обжатие с высокой (до 90%) степенью пластической деформации за один проход в узком температурном интервале и калибровку готовых стальных листов.

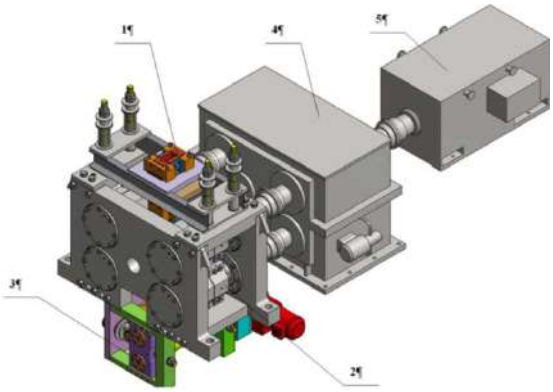


Рисунок 2 – Установка непрерывного литья и деформации c-cad для производства листов из стали длясварных труб:1– водоохлаждаемый медный кристаллизатор; 2 – суппорт со стенкой-бойком; 3 – тянущееустройство; 4 – редуктор-синхронизатор; 5 – приводной электродвигатель

Установка имеет новый водоохлаждаемый кристаллизатор, у которого боковые медные стенки выполнены в виде полукруга с радиусом равным половине расстояния между широкими стенками кристаллизатора, что позволяет снизить уровень растягивающих деформаций в узкой стенке стальной оболочки с жидкой фазой при ее гибке в процессе формирования тонкого сляба. На направляющих станины установлен кристаллизатор, который с помощью штанг и пружин находится в постоянном контакте с подвижными бойками, благодаря чему совершает вертикальные колебания с частотой, равной угловой скорости эксцентриковых валов установки. Блочная конструкция установки позволяет осуществить быструю смену кристаллизаторов, с целью получения листов различной ширины из стали для сварных труб. Толщина листа регулируется путем перемещения бойков. Тянущее устройство фиксирует положение получаемой полосы и в момент холостого хода осуществляет вытягивание сляба из кристаллизатора.

Высокое качество стального листа обеспечивается:

- исключением продольной разнотолщинности полосы вследствие узкого температурного интервала деформации;
- получением заданной точности полосы и хорошим качеством ее поверхности вследствие наличия калибрующих участков на бойках и возможностью управлять шероховатостью поверхности бойков по длине очага деформации;
- возможностью обрабатывать малопластичные и труднодеформируемые сплавы вследствие благоприятной схемы напряженного состояния металла в очаге циклической деформации сляба бойками и в узком температурном интервале.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гурова, С.А. О производстве стальных труб / С.А. Гурова, Л.А. Кондратьев // Сталь. 2016. № 7. С. 47-52.

2. Салганик, В.М. Моделирование процесса контролируемой прокатки трубной заготовки в условиях стана 5000 ОАО «ММК» / В.М. Салганик, Д.О. Шмаков, С.А. Пустовойтов // Труды восьмого конгресса прокатчиков. Т 1. 2010. С. 59-67.

3. Лехов О.С., Михалев А.В. Установка непрерывного литья и деформации для производства стальных листов и сортовых заготовок/ Москва; Вологда: Инфра-Инженерия, 2021. 304 с.

4. Лехов, О.С. Михалев, А.В., Билалов, Д.Х. Исследование совмещенного процесса получения сортовых заготовок на установке непрерывного литья и деформации // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2020. Т.18. №2. С. 56–61. https://doi.org/10.18503/1995-2732-2020-18-2-56-61.

# МЕТОДОЛОГИЯ УПРАВЛЕНИЯ РЕСУРСОМ ОБОРУДОВАНИЯ РУ АСММ

**Большухин М.А., Ереев М.Н., Ершова М.И., Козин А.В., Панов В.А., Щекин Д.В.**
*АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия*
*avkozin@okbm.nnov.ru*

Целью работ по управлению ресурсом оборудования РУ РИТМ-200Н АСММ является: обеспечение эксплуатации оборудования в период проектного, продленного срока службы и период вывода РУ из эксплуатации при безусловном соблюдении требований ядерной, радиационной, технической, пожарной и экологической безопасности; обеспечение сохранения требуемых функций безопасности оборудования в течение проектного, продленного срока службы и в период вывода РУ из эксплуатации, с учетом изменений, которые происходят со временем, в процессе эксплуатации и в период вывода РУ из эксплуатации; обеспечение требуемого технического состояния, ресурсных характеристик и требуемой надежности оборудования РУ в течение проектного, продленного срока службы и в период вывода РУ из эксплуатации; своевременное выполнение мероприятий по контролю технического состояния и управлению ресурсом оборудования в течение проектного, продленного срока службы и в период вывода РУ из эксплуатации; обеспечение периодической оценки соответствия текущих значений ресурсных характеристик оборудования требованиям, установленным в НД, ПКД и ЭД.

Реализация управления ресурсом оборудования РУ РИТМ-200Н возможна путем создания технической системы контроля ресурса узлов критического оборудования в процессе эксплуатации, позволяющей осуществлять постоянный контроль за расходованием ресурса из условий прочности. Основная идея такой системы состоит в том, чтобы в процессе эксплуатации осуществлять постоянный контроль за выработанным и остаточным ресурсом оборудования, опираясь на данные о начальном состоянии металла, на периодическую диагностику технического состояния металла в доступных конструктивных узлах, на математическое моделирование механизмов развития повреждений в материале конструкций с учетом реальной нагруженности и фактически реализованных режимов эксплуатации.

Практическая реализация системы предусматривает проведение следующих этапов работ.На первом этапе проводится анализ объекта (структура, условия эксплуатации, материалы, технология изготовления, начальная дефектность и т.д.). Цель этапа - максимальный учет основных факторов физических воздействий на конструктивные элементы, получение информации о параметрах проектной модели эксплуатации элементов РУ, выбор доминирующих механизмов деградации материала. На основании проведенных расчетов выбираются контролируемые зоны с наибольшими темпами деградации материала. Для каждой контролируемой зоны определяются параметры нагруженности и процессов накопления повреждений, соответствующих режиму эксплуатации. Первый этап, как правило, реализуется на стадии проектирования РУ. На втором этапе, соответствующем изготовлению, монтажу и начальной стадии эксплуатации РУ, проводится анализ отклонений от принятых проектных решений, выявленных при контроле дефектов, уточняются физико-механические характеристики конструкционных материалов. На основании этих данных проводятся уточненные расчеты накопления повреждений в оборудовании РУ, уточняются базы данных. На третьем этапе, соответствующем процессу эксплуатации, осуществляется формирование фактической модели эксплуатации РУ на основании показаний датчиков. По зарегистрированной последовательности режимов эксплуатации в каждой контролируемой зоне проводится расчет текущей поврежденности материала (выработанного ресурса). Для прогнозируемых моделей эксплуатации оценивается остаточная наработка до достижения в этой зоне предельного состояния.

В докладе приведено описание подхода к управлению ресурсом оборудования РУ РИТМ-200Н АСММ, методов контроля, диагностирования состояния оборудования РУ. методологии оценки и прогнозирования остаточного ресурса.

# АНАЛИЗ ПРОЧНОСТИ ОБОРУДОВАНИЯ ЯЭУ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ КОНТРОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЗАГОТОВОК КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

**Ереев М.Н., Лонин К.А., Патрушев В.Л., Савчук Д.В., Соловьев С.А., Шишулин Д.Н.**
*АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия,*
mnereev@okbm.nnov.ru

Материалы для изготовления оборудования и трубопроводов ядерных энергетических установок (ЯЭУ) применяются с учетом их физико-механических и технологических характеристик, а также условий эксплуатации для обеспечения работоспособности оборудования и трубопроводов в течение их назначенного срока службы [1]. Физико-механические характеристики принятых материалов играют важную роль при обосновании прочности и назначенных ресурсных показателей оборудования.

Оборудование ЯЭУ находится, в общем случае, в сложном трехосном напряженно-деформированном состоянии под воздействием высоких параметров давления и перепадов температур. Так же, оборудование должно выдерживать значительные нагрузки при внешних динамических воздействиях природного и техногенного характера. Эти факторы обуславливают повышенные требования к прочностным характеристикам конструкционных материалов.

При определении допускаемых напряжений значения кратковременных или длительных механических характеристик принимаются по данным государственных или отраслевых стандартов (ГОСТ или ОСТ) или технических условий. Качество и свойства основных материалов (полуфабрикатов и заготовок) должны удовлетворять требованиям соответствующих стандартов и технических условий, и должны быть подтверждены сертификатами заводов-поставщиков по результатам контроля характеристик материалов.

Определение стандартных физико-механических характеристик при нормальной (20°С) и повышенных (свыше 100°С) температурах проводится по результатам квазистатических изотермических испытаний на одноосное растяжение лабораторных образцов. Статические испытания, обработка результатов испытаний согласно [2] проводятся по ГОСТ 1497-84, ГОСТ 9651-84, а так же ГОСТ 10006-80 , ГОСТ 19040-81.

При определении механических свойств заготовок на поперечных, тангенциальных или радиальных образцах согласно нормативной документации (НД) допускается снижение норм механических свойств (например, см. таблицу 1).

В отдельных случаях, при изготовлении заготовок по результатам контроля, могут быть получены механические свойства на радиальных и тангенциальных образцах ниже допуска, указанного НД. Это обусловлено характером технологических операций, например, раскатки или ковки. При рассмотрении отступлений от номинальных значений и принятия решений о допуске в дальнейшую работу таких заготовок возникает необходимость обоснования прочности (в первую очередь - статической, циклической) оборудования. Рассматривать влияние этих отступлений необходимо с учетом тензоров напряжений в элементах конструкции, полученных расчетом (по аналитическим формулам, с использованием метода конечного элемента) или экспериментально:

а) 1D – растяжение–сжатие, кручение, срез;
б) 2D – растяжение–сжатие + изгиб;
в) 3D – растяжение–сжатие + изгиб + кручение.

Таблица 1 – Процент снижения механических свойств

| Показатели механических свойств | Виды образцов | | | |
|---|---|---|---|---|
| | поперечные | радиальные | Тангенциальные для заготовок диаметром (толщиной) | |
| | | | до 300 мм | свыше 300 |
| $R_{p0,2}$ | 10 | 10 | 5 | 5 |
| $R_m$ | 10 | 10 | 5 | 5 |
| δ | 50 | 35 | 25 | 30 |
| Ψ | 40 | 35 | 20 | 25 |
| KCU | 50 | 40 | 25 | 25 |

Снижение предела текучести $R_{p0,2}$ и предела прочности $R_m$ влияет на допускаемые напряжения, снижая их на 5-10% (в отдельных ГОСТах до 20 %). Это может быть учтено при проектировании, например, путем увеличения толщин элементов конструкций (отрицательным моментом является увеличение массы оборудования). Снижение пластических свойств (снижение значения относительного сужения Ψ возможно на 40 %) влияет на снижение запасов по накопленному усталостному повреждению (увеличение поврежденности).

Анализ влияния изменения параметров $R_m$, $R_{p0,2}$ ,Ψ на поврежденность конструкции проведен с использованием аналитических уравнений [2]. В таблице 2 приведено допускаемое количество циклов [N] (расчет проведен по формуле (5.20) при коэффициентах запаса $n_\sigma$=2, $n_N$=10 [2]) и степень изменения поврежденности (коэффициент k) при разном уровне напряженного состояния $\sigma_L$ (значения местных приведенных напряжений, приняты в качестве примера).

Таблица 2 – Результаты расчетного анализа

| Параметр | Вариант | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
| $R_m$, МПа | 490 | 490 | 490 | 490 | 490 | 440 (-10%) |
| $R_{p0,2}$, МПа | 196 | 196 | 196 | 196 | 196 | 176 (-10%) |
| Ψ, % (ΔΨ) | 40 (0%) | 36 (10%) | 32 (20%) | 28 (30%) | 24 (40%) | 40 (0%) |
| **$\sigma_{L1}$ = 130 МПа (номинальные напряжения)** | | | | | | |
| [N] | $20\cdot10^7$ | $19{,}6\cdot10^7$ | $19\cdot10^7$ | $17{,}9\cdot10^7$ | $16{,}7\cdot10^7$ | $4{,}9\cdot10^7$ |
| k | 1 | 1,02 | 1,05 | 1,2 | 1,12 | 4,08 |
| **$\sigma_{L2}$ = 300 МПа (геометрическая концентрация напряжений, Kσ=2,3)** | | | | | | |
| [N] | 97550 | 77400 | 60200 | 33200 | | 55400 |
| k | 1 | 1,26 | 1,62 | 2,14 | 2,94 | 1,76 |
| **$\sigma_{L3}$ = 455 МПа (сварной шов, Kσ=3,5 )** | | | | | | |
| [N] | 6900 | 5300 | 3395 | 2950 | 2050 | 4533 |
| k | 1 | 1,3 | 2,03 | 2,34 | 3,36 | 1,52 |

На рисунке 1 представлен график, показывающий увеличение степени поврежденности конструкции (коэффициент k) в зависимости от степени уменьшения параметра Ψ (ΔΨ от нуля до 40%) при росте уровня напряженного состояния.

Таким образом, проводя анализ прочности в ходе проектирования оборудования, следует оценивать риски снижения запасов прочности и принимать во внимание возможные уменьшения механических свойств от номинальных параметров (указанных в НД) полученные по результатам контроля заготовок при их изготовлении и проводимой термообработке. Снижение консерватизма оценок возможно путем проведения компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния элементов оборудования с использованием конечно-элементных моделей.

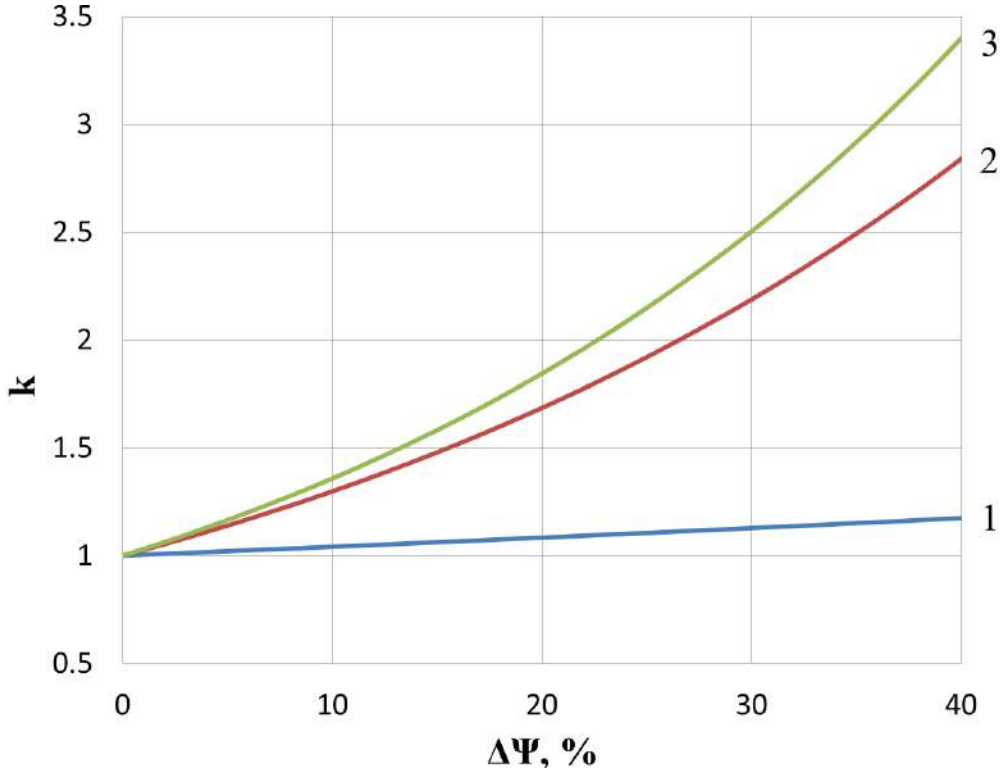



Рисунок 1 – Изменение степени поврежденности (коэффициент k) конструкции от степени уменьшения параметра Ψ (ΔΨ) при разном уровне напряженного состояния $\sigma_{Li}$

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. НП-089-15. Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок".

2. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525с.

# ПРОГРАММА МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПРИ СКАНИРУЮЩЕЙ ЗАКАЛКЕ ВОЛОКОННЫМ ЛАЗЕРОМ

**Веремейчик А.И., Нерода М.В., Холодарь Б.Г.**
*Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь*
*E-mail: vai_mrtm@bstu.by*

Воздействие подвижного теплового потока высокой интенсивности используется для модификации свойств материалов в приповерхностной зоне. При этом основным вопросом является подбор оптимального режима теплового нагружения, который зависит, прежде всего, от скорости нагрева и последующего охлаждения тела. В связи с этим расчеты температурных полей в соответствующих зонах материала имеют первостепенное значение. При лазерной закалке обычно используются движущиеся источники тепла, для которых необходимо задать конкретную траекторию движения зоны теплового воздействия лазерного луча с определенной формой пятна нагрева и законом распределения теплового воздействия по этому пятну. Компьютерная программа разработана для случая, когда наряду с движением ядра потока вдоль намеченной дорожки оно одновременно периодическим образом смещается в поперечном направлении, двигаясь по траектории, которую можно представить как набор выходящих одна из другой последовательных поперечных линий, причем по условиям работы установки в точках этих линий интенсивность энергетического воздействия может изменяться.

В используемой в научно-исследовательской лаборатории плазменных и лазерных технологий БНТУ установке при поверхностной обработке излучением волоконного иттербиевого лазера мощностью 1 кВт со сканирующей лазерный луч головкой производится отключение лазерного излучения после прохождения нескольких поперечных линий, т.е. обрабатываемая дорожка представляет собой последовательность одинаковых по воздействию зон, состоящих из участков непосредственного нагружения (пятно воздействия) и равных с ними по времени “ненагруженных” промежутков. Такой способ при малом радиусе кругового ядра лазера дает возможность создавать в материале тепловое поле определенной интенсивности при заданной номинальной мощности установки, что учтено при разработке программы.

В качестве исходных кинематических данных принимались скорость движения лазерной головки вдоль дорожки, ширина дорожки, число поперечных линий на пятне воздействия и частота повторений прохождения двух взаимосвязанных линий, что позволяет определить период времени, соответствующий возврату оси луча в точку с фиксированной поперечной координатой. Задаваемое на установке число линий $N_{lin}$ может быть нечетным или четным (во время испытаний число линий соответствовало значениям 7 и 10), поэтому на пятне сканирования умещается целое или полуцелое число периодов поперечного движения луча, равное $N_{lin}/2$. В связи с тем, что оплавление поверхности обрабатываемого материала происходит в круге определенного радиуса, а не только в точках попадания оси луча лазера, при небольших скоростях движения головки лазера происходит непрерывное слияние зон обработки (пятно плюс промежуток), уточнение ситуации может быть проведено только при достаточно больших скоростях движения лазерной головки, когда пятна и промежутки между ними явным образом выделяются. Это дает возможность определить продольную составляющую скорости сканирования, которая является одинаковой для любых скоростей движения лазерной головки при одном и том же числе линий на пятне сканирования и частоте их прохождения. При составлении программы вычислений температурных полей предполагается, что наличие постоянной продольной и периодической поперечной скоростей (компонент) сканирования позволяет считать ось луча при сканировании движущейся вдоль дорожки по некоторой синусоиде.

С точки зрения кинематики движение оси луча можно представить как сумму продольного переносного и относительного продольного и поперечного движений, причем скорость переносного движения совпадает со скоростью лазерной головки. Для определения продольной относительной скорости был использован опыт по нагружению плоского образца со скоростью перемещения головки, равной $V_e = V = 20000\ мм/мин$. Хотя к концу дорожки след становится более оплавленным за счет общего повышения температуры образца с течением времени воздействия, при большом числе образовавшихся зон обработки можно с достаточной точностью определить длину одной зоны, как отношение общей длины дорожки (*L≈198 мм*) к числу этих зон (*N=18*). После этого, записав выражение для длины зоны $L_z$ в виде: $L_z = V_e \frac{N_{lin}}{2} T_{laz} + (V_e + V_r) \frac{N_{lin}}{2} T_{laz}$, находим относительную скорость $V_r = 2\left(\frac{Lz}{N_{lin} T_{laz}} - V_e\right)$. Таким образом, найденное значение $V_r$ можно принять как достаточно обоснованное и использовать его для режимов с другими значениями скорости переносного движения.

Для источника нагрева, расположенного в точке *A* с координатами *x*, *y*, *z*, температура в любой точке тела в любой момент времени описывается выражением:

$$T(r,t) = \frac{Q}{8(\pi a t)^{3/2}} \exp\left[-\frac{r^2}{4at}\right], \qquad (1)$$

где *Q* – выделение тепла в точке в единицу времени, $a = \lambda / c\rho$ – коэффициент температуропроводности, *λ* – коэффициент теплопроводности, *c* – теплоемкость, *ρ* – плотность материала, *t* – время, $r^2 = (x - x_0)^2 + (y - y_0)^2 + (z - z_0)^2$ – расстояние от источника до точки $A_0$ с координатами $x_0, y_0, z_0$, в которой определяется температура (рисунок 1). Под *T* понимается приращение температуры над исходным уровнем температуры тела в данной точке в заданный момент времени (исходная температура во всех точках принята равной нулю).

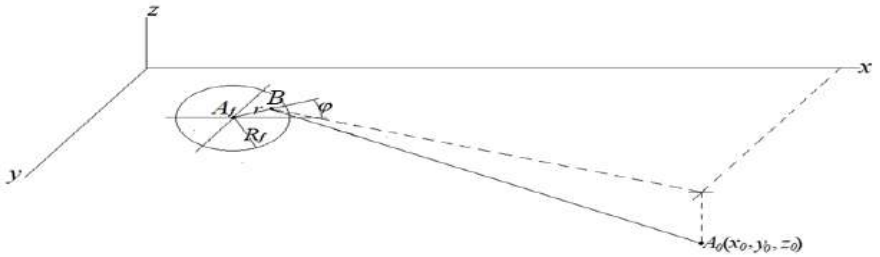



Рисунок 1 – Расстояние между точкой пятна и выделенной точкой $A_0$ тела

Поскольку для рассматриваемого случая тепловое воздействие распределено по некоторой поверхности тела, необходимо рассматривать действие совокупности точечных источников, что приводит к необходимости интегрирования выражения (1) в пределах этой поверхности:

$$T_S(r,t) = \int \left\{ \int T(r,t)\, ds \right\} d\xi, \qquad (2)$$

где *ξ* – переменная интегрирования по времени от начального значения $\xi_0 = 0$, *S* – переменная интегрирования по поверхности.

Распределение интенсивности воздействия по площади ядра подчинено гауссовому закону $q = q_0 \exp(-\gamma r^2)$, где *r* – расстояние от оси луча, *γ* – коэффициент сосредоточенности потока. Поскольку при этом *r* меняется от нуля до бесконечности, при решении задач зона ядра потока ограничивается некоторым радиусом $R_f$, так что выражение для *q* можно записать в виде $q = q_0 \exp\left(-(r / R_f)^2\right)$.

Поскольку в нашем случае при движении луча по дорожке предполагается изменение потока во времени, то множитель $q_0$ следует записать в виде $q_0 \cdot F(t)$, где функция времени $F(t)$ должна описывать фактический закон изменения интенсивности потока и, таким образом, должна быть введена в подинтегральное выражение (2) при значениях $0 \le F(t) \le 1$. Эту функцию мы далее представляем в виде произведения $F(t)=Coef(t) \cdot G_f(t)$ так, чтобы функция $Coef(t)$ учитывала изменение общей мощности источника (например, ее отключение до значения $F(t)=0$ на участках промежутка между пятнами), а $G_f(t)$ – изменение мощности при нахождении оси луча вблизи продольных краев дорожки. Необходимость введения функции $G_f(t)$ связана с тем, что возле краев дорожки относительная скорость поперечного движения луча принимает значения близкие к нулю и равные ему, что в реальных условиях работы установки вызывает возможность значительного перегрева материала.

Если рассматривать вопрос об определении температуры для точек, находящихся на достаточном удалении от оси луча источника, то внутренний интеграл в (2) можно определить, относя при этом все энергетическое воздействие к центру тяжести сечения потока, т.е. к оси луча, и для определения расстояния между источником и рассматриваемой точкой использовать приведенное выше в (1) определение этого расстояния. Однако учитывая наличие достаточно большой зоны оплавления вдоль линий пятна воздействия на поверхности образца, более правильным будет воспользоваться расчетной схемой, приведенной на рисунке 1, которая учитывает, что каждая точка ядра потока имеет не только свой уровень интенсивности воздействия, но и свое расстояние до рассматриваемой точки $A_0$ с координатами $x_0, y_0, z_0$.

При этом подинтегральное выражение в (2) включает в себя экспоненциальную переменную составляющую $\Psi$ с аргументом, зависящим от времени, координат выделенной точки $A_0$ и окружающих ее точек, которые могут быть взяты дополнительно в прилегающем к ней объеме материала, текущих координат точки $A_f$ оси луча и положения точки “$B$” внутри ядра потока (переменные $r$ и $\varphi$ на рисунке 1):

$$\Psi=exp[-(r^2\,(1+4a \cdot s/R_f^2)+((x_k-x_f)^2+(y_k-y_f)^2+z_k^2-2r(x_{0f} \cdot cos(\varphi)+y_{0f} \cdot sin(\varphi)))/(4a \cdot s))], \qquad (3)$$

где $s=t_k-t_f$; $x_{0f}=x_0-x_f$; $y_{0f}=y_0-y_f$; $x_k$, $y_k$, $z_k$ – координаты точки, выделенной внутри объема вокруг точки $A_0$.

В формуле (3) подстрочным индексом “f” отмечено значение координат оси луча на поверхности образца в соответствующий текущий момент времени $t_f$. Само интегрирование по времени $t_f$ должно производиться от начального момента $t_0=0$ до заданного конечного $t_k$ значения $t_k \ge t_f$ и, таким образом, будет учитывать смещение оси потока вдоль дорожки и соответствующий общий разогрев тела. Окончательно вместо (2) с учетом сделанных выше определений получаем расчетную формулу в виде

$$T=\frac{q_0}{8\rho c\,(\pi a)^{3/2}}\int_0^s\int_0^{R_f}\int_0^{2\pi}\frac{F \cdot \psi}{s^{3/2}}\,rdrd\varphi ds\,, \qquad (4)$$

где $F$ и $\Psi$ отражают временные и пространственные характеристики воздействия теплового потока. Наличие внутри подинтегрального выражения тригонометрических функций вызывает необходимость в одновременном численном интегрировании по $r$ и по $\varphi$ и в связи с этим заметно увеличивает длительность проведения вычислений. Как сам интеграл (4), так и его внутренние интегралы в программе вычисляются по методу Симпсона.

# ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЯ, ПОДВЕРГНУТОГО ДВУКРАТНОМУ РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

**Иванов А.М., Ващенко С.С., Платонов А.А., Александрова Е.С.**
*ФГБУ Федеральный исследовательский центр «Якутский научный центр СО РАН», Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова, г. Якутск, Россия,*
*iam53@mail.ru*

Выполнено двукратное равноканальное угловое прессование (РКУП) алюминиевой призматической заготовки при комнатной температуре на разработанном в соответствии с изобретением [1] устройстве, в котором реализуется простой сдвиг в двух углах пересечения каналов. Устройство представляет собой матрицу, в которой выполнены три канала: входной и выходной, а также промежуточный по круговой траектории. Промежуточный канал образован поверхностью цилиндрического вала и внутренними поверхностями матрицы. РКУП может производиться по трем вариантам: 1) по классическому варианту при неподвижном вале; 2) вращение вала по часовой стрелке; 3) вращение вала против часовой стрелки. Рассматривались два первых варианта. Скорость вращения вала составила ~ 0,05 мин$^{-1}$. Двукратное РКУП заготовок с поперечным сечением 4×4 мм и длиной 26 мм выполнено под углом 90º.

Химический состав алюминия, из которого изготовлены призматические заготовки: (в %): 99,4 Al, 0,126 Si, 0,26 Fe, 0,0137 Mg, 0,006 V, <0,01 Zn, 0,08 Ti, 0,007 Cu, <0,001 Mn. РКУП призматической алюминиевой заготовки производили с помощью универсальной испытательной машины «Инстрон-1195» (Великобритания) с усилием 100 кН при постоянной скорости нагружения, равной ~ $0{,}83\cdot10^{-5}$ м·с$^{-1}$. Механические испытания на одноосное сжатие призматических образцов поперечным сечением 4,0×3,5 мм и высотой 4,5 мм выполняли на машине UTS-20k фирмы «UTS TestSysteme GmbH» (Lammerweg 29.D-89079 Ulm, Германия) при постоянной скорости нагружения $\approx1{,}67\cdot10^{-5}$ м·с$^{-1}$ в условиях комнатной температуры.

Предел пропорциональности исходного алюминия составляет 72 МПа. Показано, что увеличение предела пропорциональности алюминия после двух проходов РКУП в одном устройстве составило ~70 % ($\sigma_{пц}$=125 МПа) при неподвижном валу и ~40 % ($\sigma_{пц}$=100 МПа) при вращении вала по часовой стрелке (по ходу РКУП). РКУП обеспечивает измельчение зерен, а значит увеличение плотности границ зерен, что повышает сопротивление материала движению дислокаций и прочностные характеристики сталей. РКУП без вращения вала обеспечило более высокие значения плотности дислокаций по сравнению со случаем, когда вал принудительно вращается по часовой стрелке.

***Работа выполнена в рамках проекта № 0297-2021-003 Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова Программы фундаментальных исследований Сибирского отделения РАН с использованием научного оборудования ЦКП ФИЦ ЯНЦ СО РАН.***

[1] Патент № 2492950 C1 Российская Федерация. Устройство для много-равноканального углового прессования заготовки / А.М. Иванов, Е.С. Александрова. МПК B21C 25/02. № 2012111913/02.

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПЛАЗМЕННОЙ СТРУИ

**Веремейчик А.И., Онысько С.Р., Сазонов М.И., Хвисевич В.М., Холодарь Б.Г., Хеук М.В., Ярмак М.А.**
*Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь*
*E-mail: vai_mrtm@bstu.by*

При поверхностной плазменной закалке используется действие движущихся концентрированных источников энергии, создающих направленную высокотемпературную газовую струю с плотностью теплового потока на поверхности порядка $10^7 - 10^{10}\ Вт/м^2$. Поверхностная закалка сталей связана с изменением фазовой структуры и физико-механических характеристик материала и созданием в нем мелкозернистого мартенсита [1,2]. Для обеспечения этого процесса проводится нагрев материала до температур, превышающих температуру точки фазового превращения, с последующим быстрым охлаждением. Данные температурного анализа необходимы для оптимизации режимов плазменной закалки. Аналитическое решение температурных задач связано с определенными сложностями, касающимися учета лучистого теплообмена, изменения физико-механических характеристик материала в зоне термического влияния, зависимости свойств материала от температуры и других факторов. Наиболее удобными для практического контроля термических процессов в сфере машиностроения являются бесконтактные методы определения температуры, основанные на регистрации теплового излучения, испускаемого обрабатываемой поверхностью.

С целью улучшения свойств поверхностного слоя проведена закалка режущего лезвия ножа гильотинных ножниц из стали *6ХВ2С* (рисунок 1). Обработка проводилась на автоматизированном комплексе *Advercut K6090T* с использованием узла крепления плазмотрона к элементам комплекса при следующих режимах: ток дуги $I = 30\,A$, напряжение $U = 18\,B$, давление аргона $P_{Ar} = 0,22\,МПа$, давление азота $P_{N_2} = 0,3\,МПа$, расход аргона $V_{Ar} = 0,3\,л/ч$, расход азота $V_{N_2} = 0,08\,л/ч$. Скорость движения плазмотрона варьировалась в диапазоне $10 - 25\,мм/с$.

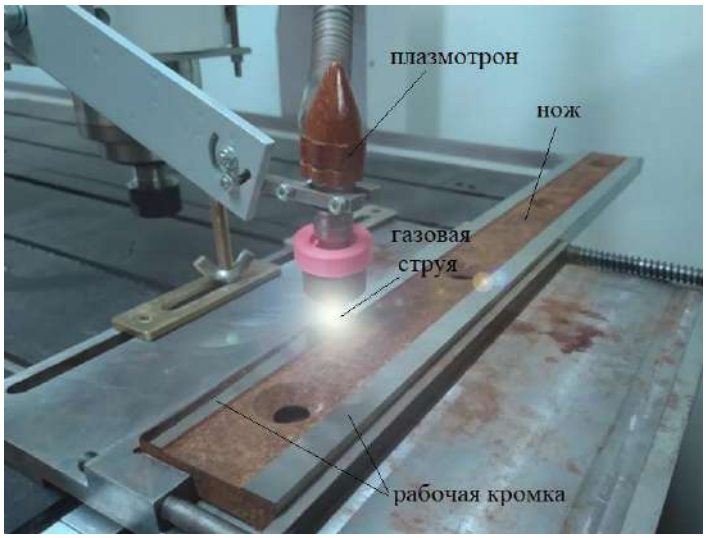



Рисунок 1 – Поверхностная закалка ножа гильотинных ножниц

Для экспериментального определения температурного поля на поверхности материала в зоне действия плазменной струи применялся компьютеризированный высокотемпературный трехзональный тепловизор ИТ-3СМ [3].

На рисунках 2, 3 приведены зависимости максимальных значений температуры от времени и температурное поле на поверхности детали при различных скоростях движения плазмотрона.

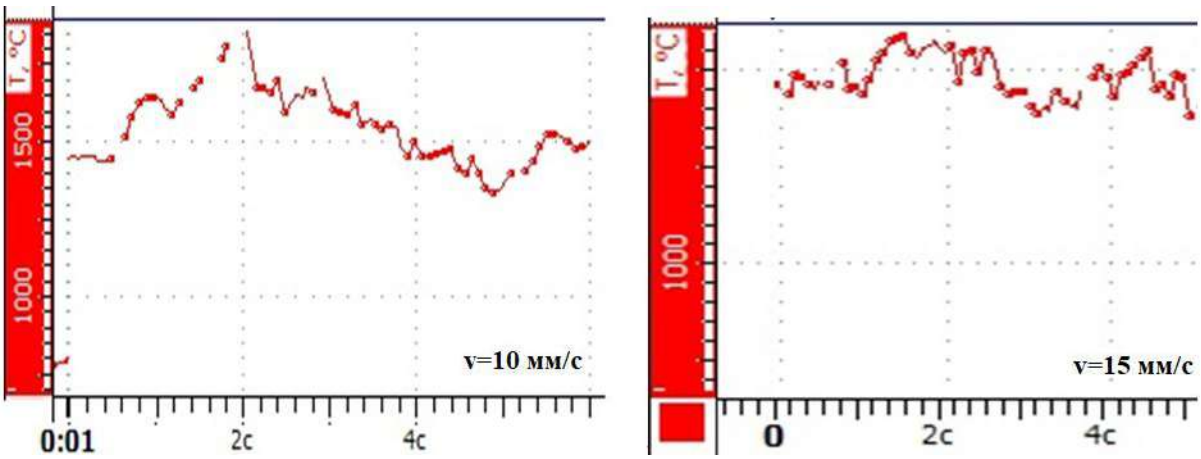



Рисунок 2 – Временные зависимости максимальных значений температуры от скорости движения плазмотрона

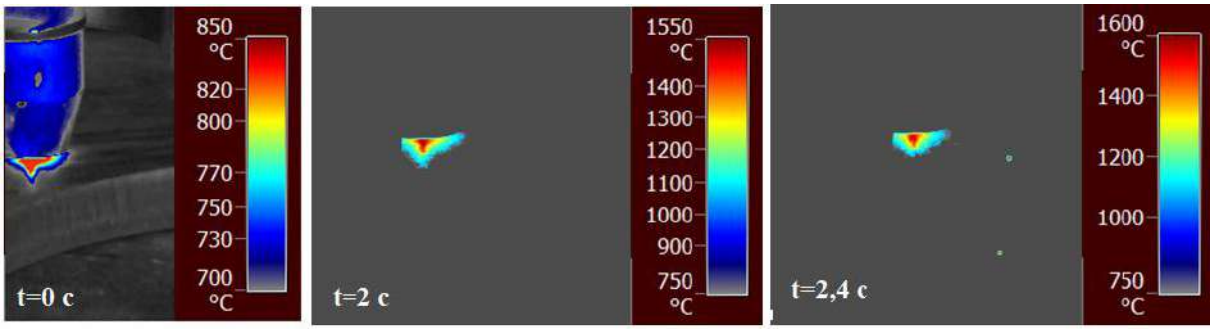



Рисунок 3 – Формируемое плазменной струей температурное поле в различные моменты времени при $v = 10\,мм/с$

Теоретические исследования проводились в широком диапазоне параметров плазменной закалки ($I = (10-35)\,A$, $U = (8-50)\,B$, $v = (1-10)\,см/с$, $r_f = (0,05-0,5)\,см$ [1, 2]. Уравнение для расчета температуры $T$ в точке тела от действия перемещающегося с постоянной скоростью $v$ вдоль оси $x$ нормально-кругового источника теплоты в подвижной системе координат для одной полосы упрочнения имеет вид [2]:

$$T(x,y,z,t) = \left[2P_0 \exp\left(-\frac{vx}{a}\right)\left(c\gamma\left(4\pi a\right)^{3/2}\right)\right]\int_0^t \frac{1}{\sqrt{\xi}\left(t_0+\xi\right)} \exp\left[-\frac{z^2}{4a\xi} - \frac{r^2}{4a\left(t_0+\xi\right)} - \frac{V^2\left(t_0+\xi\right)}{4a}\right] d\xi,$$

где: $t$ – время (с); $z$ – координата вдоль оси воздействия (м); $P_0 = q_0 \dfrac{\pi}{k}$ – эффективная мощность источника тепла (Вт); $k = \dfrac{1}{\left(r_f\right)^2}$ – коэффициент сосредоточенности потока; $q_0$ – плотность теплового потока (Вт/м$^2$); $\lambda$ – коэффициент теплопроводности материала (Вт/м·°С); $a = \lambda/c\rho$ – коэффициент температуропроводности (м$^2$/с); $c$ – удельная теплоемкость (Дж/кг·°С); $\rho$ – плотность материала (кг/м$^3$); $r$ – текущий радиус (м); $t_0 = \dfrac{1}{4ak}$ – постоянная времени.

С использованием разработанной программы на языке *FORTRAN* проведен расчет температурных полей при действии движущегося нормально-кругового источника тепла, как в центре пятна нагрева, так и на поверхности материала.

Типичная зависимость температурного поля от времени при $I = 30\,A$, $U = 18\,B$, $r_f = 2{,}5\,мм$, $v = 10\,мм/с$, КПД плазмотрона $\eta = 0{,}72$, температуре плавления стали $T^{пл} = 1550\,°C$, $\rho = 7860\,\frac{кг}{м^3}$, $\lambda = 38\frac{Вт}{м \cdot °C}$, $c = 745\,\frac{Дж}{кг \cdot °C}$ приведена на рисунке 4.

Рисунок 4 – Зависимость максимальной температуры от времени на поверхности ножа в центре пятна нагрева с координатой $x = 22\ мм$

Полученные результаты позволяют оптимизировать режимы термообработки с последующим их уточнением в процессе технологических экспериментов плазменной закалки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Веремейчик, А. И. Исследование тепловых процессов в ноже гильотинных ножниц при действии движущегося локального источника нагрева / А. И. Веремейчик, В. М. Хвисевич, Б. Г. Холодарь // Теоретическая и прикладная механика : международный научно-технический сборник / Белорусский национальный технический университет ; редкол.: Ю. В. Василевич (пред. редкол., гл. ред.). – Минск : БНТУ, 2023. – Вып. 38. – С. 188–200.

2. Веремейчик, А. И. Некоторые аспекты определения температурных полей при термоупрочнении металлоизделий / А. И. Веремейчик, В. М. Хвисевич, Б. Г. Холодарь // Перспективные материалы и технологии / Антанович А. А. [и др.] ; под ред. В. В. Рубаника. – Минск : ИВЦ Минфина, 2023. – Гл. 18. – С. 218–237.

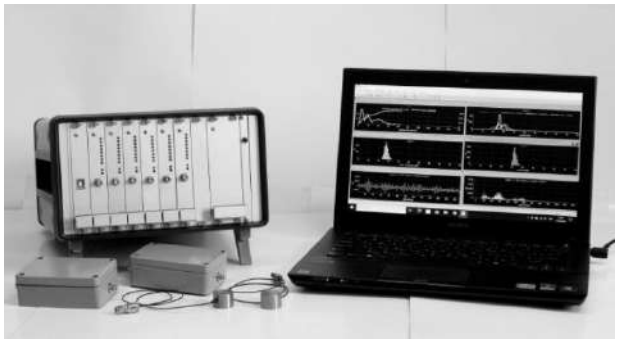
3. Фираго, В. А. Высокотемпературный трехзональный тепловизор высокого разрешения ИТ-3СМ / В. А. Фираго [и др.] // Информационные системы и технологии / Абламейко С. В. (гл. редактор). – Минск: БГУ, 2016. – С. 824–827.

# АНАЛИЗ СТАДИЙНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП-СТАЛИ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

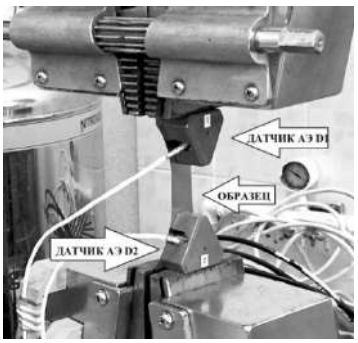
**Пенкин А.Г., Банных И.О., Минина Н.А., Теплов А.О.**
*ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*
*E-mail: alexgpenkin@gmail.com*

В работе методом акустической эмиссии (АЭ) и рентгенофазового анализа исследовали особенности эволюции структурного состояния и кинетику мартенситного превращения при статическом растяжении аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш) (ТУ14-1-4126-86) в виде ленты толщиной 0,3 мм и химическим составом % (масс.): 0,20 - 0,25 C; 14,5 - 16,0 Cr; 4,8 - 5,8 Ni; 2,7 - 3,2 Mo; Mn ≤1,0; Si ≤0,6; 0,03 - 0,07 N; S ≤0,01; P≤0,015; Fe - основа. Лента изготавливалась холодной многоступенчатой прокаткой (величина деформации на последнем переходе 38 – 40%) горячекатаного подката с промежуточной термической обработкой.

Плоские образцы в виде двойной лопатки с размером рабочей части 0,3x10x30 мм испытывались на статическое растяжение при комнатной температуре, с одновременной регистрацией комплекса акустико-эмиссионных характеристик, посредством малошумящей универсальной механической испытательной 10-тонной машины Instron 3382 при скорости деформирования $\acute{\varepsilon}=4{,}2\cdot10^{-3}c^{-1}$.



а




б

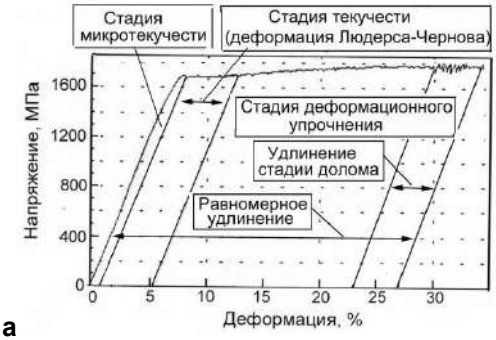
Рисунок 1 – Акустико-эмиссионная диагностическая система СДС1008 (а) и схема крепления преобразователей АЭ (D1, D2) на образце в захватах испытательной машины Instron 3382 (б).

Исследование особенностей стадийности деформации стали проводили с использованием 2-х каналов диагностической системы СДС1008 (рис.1, а), позволяющей осуществлять регистрацию, обработку, измерение и анализ параметров АЭ сигналов в реальном времени в частотном диапазоне 20 - 1000 кГц и динамическом диапазоне 84 дБ [1, 2]. Преобразователи АЭ (D1, D2) устанавливали в области переходов от рабочей части образца к его широким захватным частям (рис.1, б). Регистрировали такие параметры акустической эмиссии, как активность, суммарное число сигналов, суммарную энергию АЭ, амплитудные и энергетические спектры, частотный спектр импульсов АЭ и др., а также осуществляли линейную локацию источников сигналов АЭ в процессе статического растяжения образцов. Рентгенофазовый анализ образцов стали проводили на рентгеновском дифрактометре «Ultima IV» в CuKα-излучении.

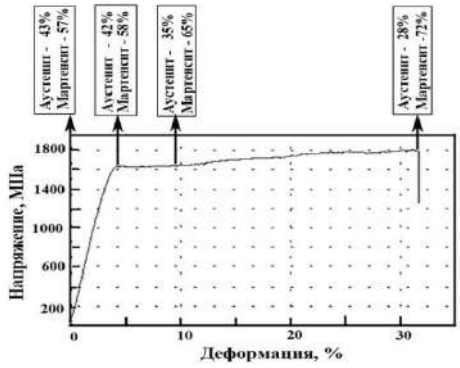
Структура поверхности стали в исходном состоянии представляла собой мартенсит деформации (43%) и метастабильный нагартованный аустенит (43%); размер зерна аустенита в направлении прокатки ≈25 мкм. Механические свойства стали: предел прочности $\sigma_в$ = 1813МПа; условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 1243 МПа; физический предел текучести $\sigma_т$ = 1650МПа, относительное удлинении δ = 27,4%.

На кривой статического растяжения четко выделяется три основных стадии: микротекучести; текучести (деформация на площадке текучести); деформационного упрочнения (рис. 2, а). Можно отметить большую микропластическую деформацию на

стадии микротекучести (остаточная деформация на этой стадии $\varepsilon_м$ = 0,7%.) и протяженную физическую площадку текучести (длина площадки текучести $\varepsilon_т$ = 8%).




а




б

Рисунок 2 – Основные стадии статического растяжения (а) и кинетика изменения содержания мартенсита деформации (б) при деформировании стали ВНС9-Ш

На стадиях текучести и упрочнения пластическое течение имеет зубчатый характер, что свидетельствует о негомогенности процессов пластической деформации и наличии фазовых превращений. На стадии деформационного упрочнения наблюдается низкий коэффициент деформационного упрочнения и большое равномерное удлинение. Это связано с последовательным образованием микрошеек, приводящих к локальному упрочнению металла в результате повышения плотности дислокаций, а также с образованием мартенсита деформации [3]. Из-за этих особенностей у образца при окончательном статическом доломе не отмечено сильно выраженного сужения поперечного сечения.

Рентгеноструктурный анализ показал, что на стадии микротекучести (до площадки текучести) мартенсит деформации не образуется, а после прохождения площадки текучести его количество по сравнению с исходным состоянием возрастает на 8 % (составляет 65%). После окончательного разрушения количество мартенсита деформации составило 72% (рис. 2, б).

Характер изменения активности и энергии сигналов АЭ на стадии микротекучести позволил установить некоторые особенности протекающей в стали микропластической деформации. Было зарегистрировано два максимума активности и средней энергии импульсов АЭ (рис. 3, а): при σ ≈ 800 МПа и σ ≈ 1500 МПа (по активности сигналов, рис. 3, а) и σ ≈ 1000 МПа и σ ≈ 1500 МПа (по энергии сигналов, рис.3, б). В работах показано [4, 5], что на стадии микротекучести (вплоть до возникновения зуба текучести) у металлов с физическим пределом текучести характерно наличие пороговых напряжений: $\sigma_E$ и $\sigma_A$ (по терминологии Н. Брауна [4]) связанных с изменением дислокационной структуры. В частности, отмечено, что до достижения $\sigma_E$ не наблюдается изменения дислокационной структуры во внутренних объемах металла, происходит движение отдельных дислокаций в приповерхностных слоях металла (это напряжение иногда называют истинным пределом упругости [4]). По мере возрастания напряжения с $\sigma_E$ до $\sigma_A$ начинается движение дислокаций и происходит все более интенсивное их генерирование преимущественно в приповерхностных слоях металла от границ зерен [5]. В интервале напряжений от $\sigma_A$ до $\sigma_T$ происходит интенсивное размножение дислокаций во всем объеме металла, возникает остаточная пластическая деформация. Причем, судя по данным рентгеноструктурного анализа, деформация зерен приповерхностного слоя протекает практически мгновенно при достижении порогового напряжения $\sigma_A$ и, возможно, в результате прохождения фронта Людерса-Чернова. Полученные в настоящем исследовании первые и вторые максимумы активности и энергии сигналов АЭ, предшествующие физическому пределу текучести, хорошо вписываются в основные представления о стадийности деформации на стадии микротекучести с пороговыми напряжениями $\sigma_E$ и $\sigma_A$ [4].

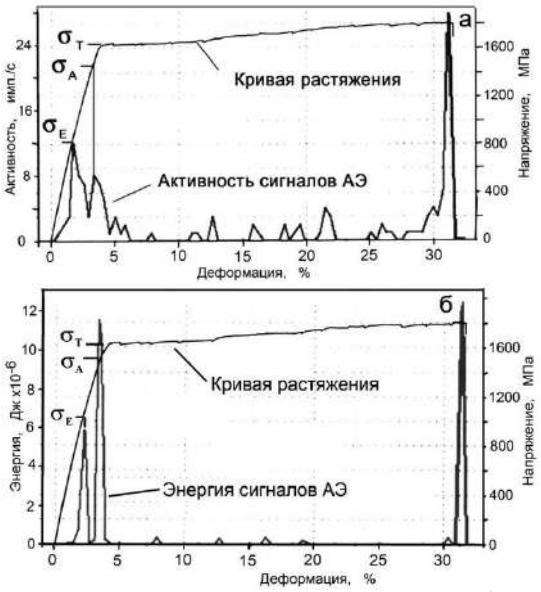



Рисунок 3 – Изменение активности Ń сигналов АЭ (а) и средней энергии E импульсов АЭ (б) от степени пластической деформации.

Комплексное использование параметров АЭ (активности и суммарного числа сигналов, средней энергии импульсов, амплитудного и энергетического спектров сигналов и распределение спектральной плотности мощности) позволило в процессе статического растяжения аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш изучить кинетику дислокационных процессов и интенсивность образования мартенсита деформации на различных стадиях деформации (микротекучести, текучести, деформационного упрочнения).

Особенность деформационного поведения исследованной трип-стали ВНС9-Ш состоит в большой величине деформации на стадии микротекучести и наличии протяженной физической площадки текучести, а также в зубчатого характере пластического течения на стадии деформационного упрочнения, что свидетельствует о негомогенности процессов пластической деформации и наличии фазового превращения аустенита в мартенсит деформации. Дополнительное образование мартенсита деформации в стали ВНС9-Ш наблюдается после прохождения площадки текучести и более интенсивно на стадии деформационного упрочнения, когда регистрируются сигналы взрывной АЭ значительной энергии.

На основании анализа активности и энергии сигналов АЭ на стадии микротекучести определены пороговые напряжения $\sigma_E$ и $\sigma_A$, связанные с началом движения дислокаций, их взаимодействием и размножением преимущественно в приповерхностных слоях металла.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Маслов Л.И. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости. М.: Интерконтакт Наука. 2005. 69 с.

2. Пенкин А.Г., Банных И.О., Минина Н.А., Теплов А.О. Исследование механизмов разрушения стали 09Г2С методом акустической эмиссии // Металлы, 2023, №3, с.54-60.

3. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. М.: Металлургия, 1988. – 257 с.

4. Браун Н. Наблюдения микропластичности. В сб. Микропластичность. Пер. с анг. М.: Металлургия. 1972. С. 37 – 61.

5. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. – М.: Наука, 2015. 485 с.

# ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР ГРАФЕНА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

**Ахунова А.Х., Баимова Ю.А.**
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
*akhunova.a.a@gmail.com*

Графен представляет собой двумерный кристаллический материал, состоящий из одного слоя атомов углерода. Имеется множество исследований деформационного поведения бездефектного графена, однако известно, что на свойства кристаллических материалов значительно влияют дефекты кристаллической решетки, и графен не является исключением [1,2].

Простейшими дефектами в графене являются дислокационные диполи (ДД), состоящие из двух дефектов 5-7, расположенных на некотором расстоянии друг от друга, называемым плечом диполя. Диполь с нулевым расстоянием между дефектами является частным случаем ДД и называется дефектом Стоуна−Уэльса (СУ). Экспериментальное наблюдение дефектов графена очень сложный процесс. Уменьшить число экспериментов позволяет компьютерное моделирование, с помощью которого можно проанализировать практически все аспекты влияния дефектов на физические и механические свойства графена.

В настоящей работе с помощью метода молекулярной динамики исследовалось деформационное поведение графена, содержащего дислокационные диполи разной длины, при одноосном растяжении в диапазоне температур от 0 до 3000К. Особенностью данного исследования является то, что структура могла анизотропно изменяться в направлении, нормальном растяжению.

Моделирование одноосного растяжения графена проводилось в программной среде LAMMPS. Взаимодействие между атомами углерода описывалось потенциалом AIREBO. Расчётная ячейка графена размером 74×103 Å в двумерном пространстве содержала 31000 атомов углерода. Оси $x$ и $y$ ячейки были ориентированы в направлении кресла и зигзага, соответственно.

Дислокационные диполи представляют собой две дислокации (дефект 5-7), разделённые расстоянием, которое определяется как плечо диполя *l* (рис.1). При создании структур рассмотренные дефекты помещались в середину расчетной ячейки. Далее в тексте структуры с ДД обозначены через $\text{ДД}_n$, где нижний индекс $n$ указывает на число гексагонов, которые разделяют пару дислокаций. В качестве примера на рис.1 представлен фрагмент ячейки с дефектом $\text{ДД}_2$.

Всего было рассмотрено 6 типов диполей со следующими параметрами:

1) СУ (с нулевыми плечом $l = 0$ Å); 2) $\text{ДД}_2$ (с плечом $l = 6$ Å); 3) $\text{ДД}_4$ ($l = 11$ Å); 4) $\text{ДД}_6$ ($l = 15$ Å); 5) $\text{ДД}_8$ ($l = 20$ Å); 6) $\text{ДД}_{10}$ ($l = 25$ Å).

Для каждой структуры перед растяжением проводился процесс минимизации энергии системы. Одноосное растяжение проводилось при постоянной скорости деформации 0.005 $\text{пс}^{-1}$ в изотермических условиях в диапазоне температур от 0 до 3000К. Температура в процессе моделирования контролировалась термостатом Нозе-Гувера с использованием nvt-ансамбля. Момент разрушения графена определялся по двум критериям: разрыв связи и резкое снижение потенциальной энергии системы. Эти два критерия дают близкое значение критического времени разрыва.

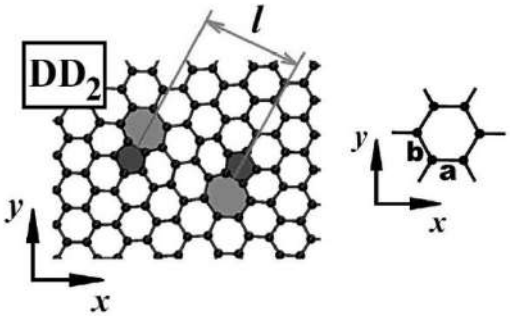



Рисунок 1 – Фрагмент ячейки графена с дефектом $\text{ДД}_2$ и обозначение связей в графене (*a* — связь в направлении «кресло», *b* — в направлении «зигзаг»)

Рассмотрим процессы, происходящие в структуре при растяжении в зависимости от температуры испытания, более подробно. При растяжении бездефектного графена по направлению «кресло» при 0К трещина зарождается в случайном месте с разрыва связи *a*, и поступательно растет под углом 45° к направлению растяжения. При растяжении структур $ДД_n$ при 0К трещины зарождаются в окрестности изначально внесенных дефектов. С повышением температуры испытания в структуре начинают появляться простые дефекты 5, 7, 8 и 10, а также комбинированные 5-7, СУ и 5-8-5. При этом благодаря тепловым флуктуациям, разорванные связи в графене могут восстанавливаться и залечивать дефекты, в отличие от растяжения при 0К. Отметим, что дефект 5-7 более стабилен, чем другие дефекты. Со временем количество дефектов и зоны их локализации становятся больше, десятизвенные кольца увеличиваются за счет разрыва новых связей, формируются большие «окна». Все это ведет к тому, что разрыв может происходить не только в месте расположения изначального внесенного дефекта, но и в любом месте, где их локализация достигнет критического значения.

При растяжении бездефектного графена по направлению «зигзаг» при 0К разрушение происходит в результате образования и увеличения размера множественных пор в упорядоченной структуре, появляющихся в случайном месте от разрыва связи *b*. Разрыв происходит в результате роста наиболее опасной поры, которая, увеличиваясь переходит в трещину. При растяжении структур $ДД_n$ при температуре 0К трещины зарождаются в окрестности изначально внесенных дефектов.

Увеличение температуры испытания повышает подвижность структуры, облегчая создание новых дефектов, таких как 5, 8 и СУ, а также устойчивых ансамблей из 5-7, 10 и 5-7. Связи легко разрываются, и также быстро восстанавливаются, появившиеся дефекты могут существовать как отдельно, так и объединяться в ансамбли. Со временем дефектов образуется достаточно много, и в месте их наибольших скоплений в конце концов образуется трещина, которая, разрастаясь приводит к разрушению образца. Место зарождения трещины необязательно совпадает с окрестностью заранее внесённого дефекта.

Отметим, что при растяжении до 2500К включительно, разрыв преимущественно происходит по одной - двум трещинам, которые зарождаются в наиболее протяженных областях нарушения порядка расположения атомов, и увеличиваясь, ведут к разделению графена на части. При 3000 К разрушение происходит за счет появления большого количества пор, которые постепенно расширяются, превращаются в «окна», и ослабляют графен. На рис. 2 в качестве иллюстрации приведена структура $ДД_{10}$, полученная растяжением по направлению «зигзаг» при T=2500 и 3000К, при одной степени деформации. Видно, что при T=2500 лист графена с практически ненарушенным структурным порядком разделяется на две части, в то время как в структуре, полученной растяжением при T=3000К, разупорядоченные области соседствуют с участками, в которых кристаллический порядок сохранился, вследствие чего происходит последовательное разрушение.

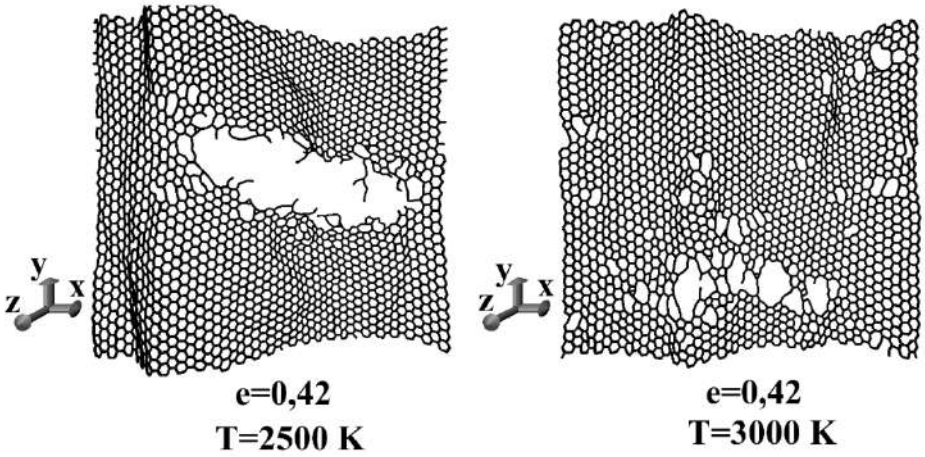



Рисунок 2 – Структура $ДД_{10}$, полученная растяжением по направлению «зигзаг» при T=2500 и 3000К, при степени деформации равной 0,42

Таким образом, методами молекулярно-динамического моделирования проведено исследование влияния температуры, направления приложения нагрузки и размера дислокационного диполя на эволюцию дефектных структур графена при одноосном растяжении.

Установлено, что для всех рассмотренных структур при T=3000 K напряжения в направлении «зигзаг» после достижения максимального значения плавно снижаются, в отличие от резкого снижения для направления «кресло». Данный эффект можно объяснить тем, что если при растяжении в направлении «кресло» разрушение проходит по ограниченной зоне разупорядоченной структуры, вокруг которой в структуре практически сохраняется правильный порядок расположения атомов, то при растяжении в направлении «зигзаг» в структуре формируется больше зон с разупорядоченной структурой, которые при дальнейшем деформировании образуют множество пустот, окруженных структурой с правильным расположением атомов, за счет чего происходит более медленное и последовательное разрушение листа графена.

***Исследование выполнено при финансовой поддержке госзадания ИПСМ РАН.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. А.Х. Ахунова, Ю.А. Баимова, Журнал технической физики (2023), 93, 4, 445.
2. A.Kh. Akhunova, L.Kh. Galiakhmetova, J.A. Baimova, Appl. Sci. (2023), 13, 9.

## ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫЕ НЕЛИНЕЙНЫЕ КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ МОДЫ В $Ni_3Al$

**Бачурина О.В.[1,2], Мурзаев Р.М.[2]**
[1]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия*
[2] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
*obachurina@yahoo.com*

При изучении нелинейных систем, в которых межатомные силы не пропорциональны смещению линейно, невозможно описать их поведение с помощью линейных уравнений. Основное внимание уделяется пониманию динамики и поведения сложных систем, которые проявляют чувствительность к начальным условиям, локализации энергии, возникновению хаотического поведения и другим нелинейным явлениям. При больших смещениях атомов из равновесных узлов решетки, которые происходят, в частности, в экстремальных условиях, необходимо учитывать нелинейный характер межатомных взаимодействий. Одно из интересных явлений, связанных с динамикой нелинейной решетки – это возможность пространственной локализации колебательной энергии в виде дискретных бризеров. Эти колебательные моды большой амплитуды могут существовать в бездефектных кристаллических решетках и влияют на макроскопические свойства кристаллов.

Наиболее естественным механизмом возбуждения дискретных бризеров (ДБ) в кристаллах является их спонтанное термофлуктуационное зарождение в условиях термодинамического равновесия. Тепловые колебания решетки, с одной стороны уменьшают время жизни ДБ, а с другой стороны, с возрастанием температуры увеличивается вероятность термофлуктуационного возбуждения ДБ. В результате концентрация ДБ возрастает с увеличением температуры. Другим механизмом генерации ДБ, используемым в этой работе, является возбуждение делокализованных нелинейных колебательных мод (ДНКМ). Делокализованные нелинейные колебательные моды в кристаллах являются точными решениями уравнений движения атомов. Они определяются исключительно симметрией решетки и поэтому существуют для любых межатомных потенциалов и амплитуд. ДНКМ широко изучались в одноатомных кристаллах с различными типами кристаллических решеток. В данной работе они впервые анализируются в бинарном сплаве $Ni_3Al$, алюминиевая подрешетка которого представляет собой простую кубическую структуру.

Впервые для простой кубической решетки определены двадцать пять однокомпонентных трехмерных ДНКМ. Рассмотрен этот класс ДНКМ, в которых колеблется только кубическая подрешетка алюминия, а атомы никеля покоятся. С помощью молекулярной динамики было обнаружено, что шестнадцать из двадцати пяти таких ДНКМ способны поддерживать периодические во времени колебания. Частотная характеристика ДНКМ была рассчитана в широком диапазоне амплитуд колебаний с использованием трех различных межатомных потенциалов. Большинство ДНКМ демонстрируют нелинейность жесткого типа, когда частота увеличивается с увеличением амплитуды. Полная энергия и отношение полной и усредненной за период колебаний кинетической энергии (отнесенное к теплоемкости кристалла) рассчитывались как функции амплитуды. Разница между результатами, полученными при разных потенциалах, предполагает использование ДНКМ для проверки точности межатомных потенциалов для бинарных сплавов со структурой $L_{12}$ путем сравнения частотных характеристик, полученных в результате ab initio моделирования, с аналогичными данными молекулярно-динамического моделирования.

***Для Мурзаева Р.Т. исследование выполнено при поддержке Государственного задания 124022900108-3. Для Бачуриной О.В. работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 24-11-00139.***

# РОЛЬ МЕДИ В МИКРОСТРУКТУРНОМ ДИЗАЙНЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

**Федосеева А.Э.[1*], Клауз А.В.[2], Боев А.О.[3], Аксенов Д.А.[3], Кайбышев Р.О.[1]**
[1]*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия*
[2]*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, Россия*
[3]*Сколковский институт науки и технологий, Москва, Россия*
**fedoseeva@bsu.edu.ru*

Высокохромистые мартенситные стали рассматриваются как перспективные материалы для изготовления элементов труб, патрубков, подогревателей и лопаток тепловых энергоблоков угольных электростанций, способных работать в условиях суперсверхкритических параметров острого пара (600-620°C, 20–25 МПа) [1]. Высокое сопротивление ползучести этих сталей обеспечивается стабильностью реечной структуры троостита отпуска в процессе ползучести [2]. Выделение карбидов $M_{23}C_6$, расположенных по границам реечной структуры, и карбонитридов MX, равномерно распределенных внутри ферритной матрицы, в процессе отпуска обеспечивает стабильность реечной структуры [3]. Более того, частицы фазы Лавеса, выделяющиеся при ползучести или старении, также упрочняют реечную структуру, если размер фазы Лавеса не превышает 200 нм [4]. С другой стороны, крупные частицы фазы Лавеса могут выступать источниками зарождения трещин [5]. В литературе упоминается [6], что медь является эффективным легирующим элементом для улучшения дисперсии фазы Лавеса, уменьшая их средний размер и увеличивая количество частиц на единицу длины проекции границы мартенситных реек. При этом медь сама по себе может образовывать различные типы выделений.

Роль меди в микроструктурном дизайне 9% Cr сталей была установлена путем сравнения структурных и фазовых изменений в трех Re-содержащих 10% Cr сталях с различным содержанием W и Cu в процессе ползучести и старения при температуре 650°C. Предварительно стали были подвернуты нормализации с 1050°C в течение 1 часа с последующим отпуском при 770°C в течение 3 часов с охлаждением на воздухе. Испытания на ползучесть были проведены при температуре 650°C и приложенных напряжениях от 200 до 100 МПа с шагом 20 МПа. Структурные изменения были оценены с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ)), JEM Jeol-2100, при ускоряющем напряжении 200 кВ. Атомно-зондовая томография (АЗТ) с фемтосекундным лазерным испарением выполнялась с помощью микроскопа APPLE-3D, разработанного в Институте теоретической и экспериментальной физики, Москва, Россия. Энергии сегрегаций вдоль границы типа Σ3 были получены в рамках теории функционала плотности.

Было обнаружено, что после отпуска в исходном состоянии во всех сталях формируется реечная структура троостита отпуска с высокой плотностью дислокаций. Границы структуры закреплены частицами карбидов $M_{23}C_6$, внутри мартенситных реек равномерно распределены карбонитриды типа MX. Существенных различий в структурах исследуемых сталей методом ПЭМ обнаружено не было. Однако, методом АЗТ было выявлено, что в стали с 0,8% Cu происходит образование «Cu»-кластеров/частиц со средним размером 3 нм, равномерно распределенных внутри ферритной матрицы, что дает дополнительные +(20-50) МПа к комнатному пределу текучести по сравнению со сталью с содержанием меди 0,2%. Упрочнение от мелких «Cu»-кластеров/частиц вызвано двумя факторами: (a) химический эффект за счет создания новой поверхности при перерезании частицы дислокацией и (ii) закрепление скользящей дислокации массивом препятствий.

Добавление 0,8% Cu к стали с содержанием 10% Cr -2% W положительно влияет на сопротивление ползучести при высоких приложенных напряжениях, вызывая заметное увеличение времени до разрушения за счет увеличения продолжительности первичной стадии ползучести; однако этот положительный эффект носит

кратковременный характер. При этом поведение стали 10% Cr-2W-0,8Cu-Re становится близким к поведению стали 10% Cr-3W-0,2Cu-Re с учетом появления нарушения на кривой длительной прочности при приложенном напряжении ниже 140 МПа. При малых приложенных напряжениях поведение ползучести всех исследованных сталей становится одинаковым. Такое изменение сопротивления ползучести стали с 0,8% Cu связано с взаимной эволюцией Cu-обогащенных фаз и фазы Лавеса.

В процессе ползучести и старения во всех исследуемых сталях по границам реечной структуры происходит выделение частиц фазы Лавеса. При этом в стали с 0.8% Cu мелкие «Cu»-кластеры/выделения растворяются с образованием «Cu»-обогащенной фазы по границам реечной структуры. Частицы «Cu»-обогащенной фазы могут играть роль дополнительных центров зародышеобразования для частиц зернограничной фазы Лавеса, уменьшая их средний размер на 22% и увеличивая как плотность частиц, так и объемную долю вдоль малоугловых границ мартенситных реек на 35% перед началом укрупнения при ползучести. Это обеспечивает повышенное сопротивление ползучести стали с содержанием 0.8% Cu при высоких приложенных напряжениях.

Сравнение поведения фазы Лавеса до начала укрупнения и в процессе укрупнения в исследуемых сталях в процессе старения и ползучести показывает, что ползучесть вызывает интенсивное деформационное укрупнение частиц фазы Лавеса в стали с 0,8% Cu, увеличивая значение константы скорости укрупнения на один порядок. В процессе старения атомы Cu эффективно замедляют зернограничную диффузию W, поскольку атомы Cu первыми занимают выгодные позиции для сегрегаций. Деформационное укрупнение фазы Лавеса в стали с 0,8% Cu связано с аномальным выделением крупных частиц фазы Лавеса во внутренней части реек, что происходит из-за дополнительного зарождения фазы Лавеса на границе раздела «Cu»-кластеры/выделения с ферритной матрицей после их перерезания дислокациями. Это инициирует объемную диффузию атомов W из фазы Лавеса, расположенной внутри реек, к зернограничным частицам и провоцирует резкий рост зернограничных частиц фазы Лавеса. В свою очередь, это ведет к снижению сопротивления ползучести стали с содержанием 0.8% Cu при низких приложенных напряжениях.

***Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда по соглашению № 19-73-10089-П.***

***ПЭМ анализ выполнен на оборудовании Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» Белгородского национального исследовательского университета. АЗТ анализ выполнен на оборудовании Центра коллективного пользования КАМИКС (https://ckp-rf.ru/ckp/502001/) НИЦ «Курчатовский институт».***

# ПРОЧНОСТЬ И НАНОТВЕРДОСТЬ НИКЕЛЯ С КОМПОЗИТНЫМ Ni/ГРАФЕНОВЫМ ПОКРЫТИЕМ

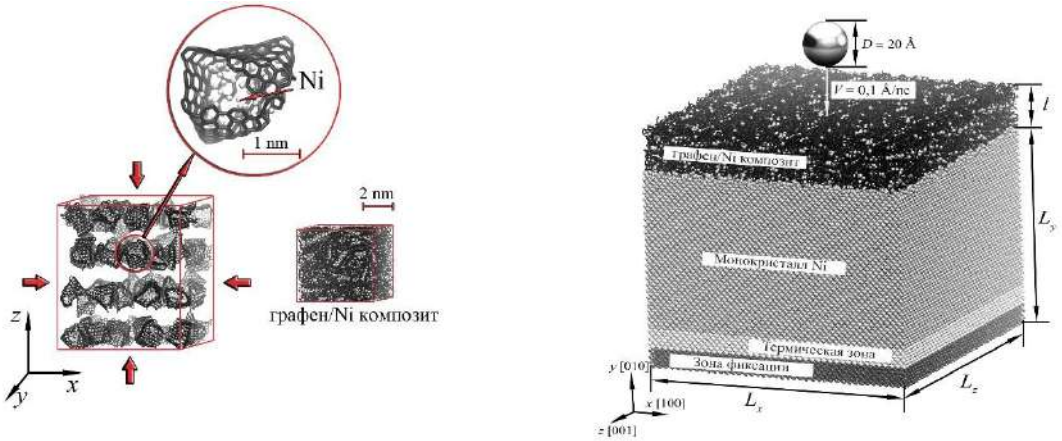
**Крылова К.А., Баимова Ю.А., Сафина Л.Р.**
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*
*bukreevakarina@gmail.com*

Одной из перспективных задач материаловедения является разработка новых нанопокрытий, улучшающих коррозионную стойкость, адсорбцию, прочность и твердости металлических поверхностей [1,2]. Никель (Ni) хорошо изученный и широко используемый металл с достаточно высокой коррозионной стойкостью, хорошими механическими и трибологическими свойствами. Однако его свойства можно улучшить за счет нанесения различных покрытий на его поверхность с помощью атомно-слоевого осаждения. Углеродные наноструктуры являются одним из наиболее перспективных материалов для применения в качестве нанопокрытий за счет их уникальных механических и физических свойств. Например, графеновые и композитные нанопокрытия на основе графена повышают коррозионную стойкость, снижает износ изделия и повышает коэффициент трения, а также повышают электропроводность [3-5]. Это делает их перспективными для использования в качестве функциональных покрытий в авиакосмической и машиностроительной промышленности.

Деформационное поведение и оценка механических свойств таких покрытий может быть проанализирована, с помощью различных методов моделирования, включая молекулярно-динамическое (МД) моделирование. Данный метод использовался для создания композита на основе графеновой сетки и наночастиц Ni. Такие композиты обладают высокими механическими свойствами и могут быть рекомендованы в качестве защитного нанопокрытия, улучшающие механические свойств металлических поверхностей [6-8]. В связи с этим данная работа посвящена МД исследованию композита графен/Ni использованного в качестве нанопокрытия для улучшения механических свойств поверхности Ni и изучению влияния толщины нанопокрытия на прочность и твердость пверхности монокристалла Ni.

Формирование защитного покрытия из 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). Доля атомов Ni в графеновой структуре составляла 8 ат.% Ni.

Защитное покрытие разной толщины ($l$ = 1, 2,4 и 5 нм) помещалось на монокристаллическую поверхность Ni (см. рис. 1 (б)). Геометрический размер монокристалла Ni был 100x100x100 Å$^3$ в направлениях $Ox$, $Oy$ и $Oz$ сответственно. Данные направления соответствовали кристаллографическим направлениям [100], [010] и [001]. До растяжения и наноиндентирования полученные структуры Ni с композитным покрытием подвергались релаксации до достижения в системе температур 10 и 300 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. Одноосное растяжение проводилось вдоль оси $Ox$ в изотермически-изобарическом NPT-ансамбле с использованием термостата Нозе-Хувера.




(а) (б)

Рисунок – 1 (а) Схема создания графен/Ni композита (на вставке показан единичный элемент). (б) Схема моделирования процесса наноиндентирования (атомы Ni показаны сферами, а скомканный графен – углеродной сеткой)

Моделирование осуществлялось 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 [9,10].

На рис. 1 (б) показана схема моделирования процесса вдавливания. Видно, что наноиндентор имеет сферическую форму с радиусом 20 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 *y* со скоростью 0,1 Å/пс. Для исключения движения структуры в процессе наноиндентирования атомы, расположенные на расстоянии 10 Å от дна расчетной ячейки, фиксировались по оси *y* (зона фиксации на рис. 1 (б)). Следующий слой атомов толщиной 10 Å (термическая зона на рис. 1(б)) поддерживалась при строго фиксированной температуре моделирования (10 или 300 К) с помощью термостата Ланжевена. Создание такой термостатической зоны позволяет рассеивать избыточное тепло, выделяемое в процессе наноиндентирования.

Нанотвердость определялась по методу Оливера-Фарра [11]. Данный метод используют для определения микро- и нанотвердости тонких покрытий, где важна точность получаемых измерений. Для исключения влияния подложки (в нашей модели роль подложки играет зона фиксации на рис. 1 (б)) на получаемые результаты максимальная глубина погружения наноиндентора составляла 1/10 от общей толщины образца. В данном исследовании глубина погружения индентора составляла 10-15 Å. Нанотвердость определяется по формуле:

$$H = \frac{F_{max}}{A}, \qquad (1)$$

где $F_{max}$ – максимальная нагрузка достигаемая при наноиндентировании, а $A$ – площадь контакта наноиндентора с поверхностью образца.

На рис. 2 представлены кривые зависимости нанотвердости и предела прочности на растяжение монокристаллического Ni в зависимости от толщины композитного покрытия. Видно, что величина $H/H^{Ni}$ и $\sigma/\sigma^{Ni}$ монотонно возрастает с увеличением толщины покрытия. При толщине покрытия 5 нм нанотвердость структуры приближается к нанотвердости композитного покрытия, однако предел прочности - в 3 раза ниже.

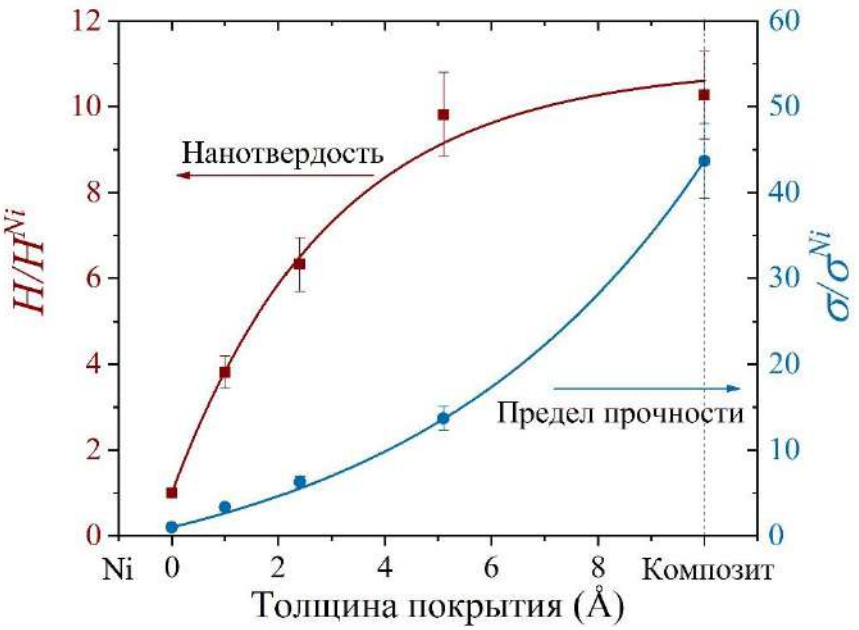



Рисунок – 2 Изменение нанотвердости ($H/H^{Ni}$) и предела прочности ($\sigma/\sigma^{Ni}$) поверхности никеля в зависимости от толщины композитного покрытия. Величина *H* и σ нормированы на твердость и предел прочности монокристалического Ni - $H^{Ni}$ = 22 ГПа и $\sigma^{Ni}$ = 69 ГПа соответственно

Полученные результаты показывают, что композитное нанопокрытие на графеновой основе является перспективным упрочняющим и защитным материалом для металлической поверхности. Варьируя толщину Ni/графенового композитного покрытия, можно добиться необходимых механических свойств поверхности монокристаллического Ni, используемого в ответственных деталях для аэрокосмической, автомобильной и других отраслях промышленности.

***Работа Крыловой К.А. и Баимовой Ю.А. поддержана грантом Российского научного фонда (№ 20-72-10112-П). Работа Сафиной Л.Р. поддержана Государственным заданием ИМСП РАН (молодежная лаборатория).***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Z. Xiang, et.al. Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects 678 (2023) 132515.
2. F. Xia, et.al. Journal of Materials Research and Technology 27 (2023) 2874–2881.
3. L. F. Dumee, et.al. Carbon 87 (2015) 395–408.
4. N. Kamanina, et.al. Journal of Composites Science 6 (6) (2022) 181.
5. W. Suo, et.al. Materials Research Express 9 (11) (2022) 116402.
6. L.R. Safina, et.al. Materials Today Physics, V. 28, pp. 100851, 2022
7. R.T. Murzaev, et.al. Materials, V. 16, pp. 3747, 2023
8. K.A. Krylova, et.al. Letters on Materials (2019), V. 9 (1), P. 81-85.
9. K. P. Katin, et.al. Micro & Nano Letters 13 (2) (2018) 160–164.
10. A. Y. Galashev, et.al. Physics Letters A 383 (2-3) (2019) 252–258.
11. W. C. Oliver, et.al. J. Mater. Res., V. 7 (6), 1992

# МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Mg-Si, МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННОГО АЛЮМИНИДНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

**Просвиряков А.С., Емелина Н.Б., Михайловская А.В.**
*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия*
prolex@misis.ru

Переходные металлы являются важными легирующими элементами для жаропрочных алюминиевых сплавов. Основная цель их введения в алюминий заключается в дополнительном упрочнении за счет образования термически стабильных дисперсоидов алюминидных фаз, образующихся в результате распада алюминиевого твердого раствора [1]. Однако, растворимость переходных металлов в алюминии, достигаемая при использовании традиционных методов литья, крайне мала, что ограничивает содержание в сплаве упрочняющих алюминидных частиц. В данной работе, в качестве легирующих добавок вместо чистых металлов использовали готовые, предварительно синтезированные частицы $Al_3Zr$ и $Al_3Ti$, что исключает операции растворения легирующих элементов и последующего старения. Алюминидные частицы были внедрены в сплав АА6063 с помощью метода механического легирования [2]. Суть этого метода заключается в том, что обрабатываемый порошковый материал претерпевает ударно-истирающее воздействие мелющих тел. В результате многократных чередований процессов сварки и разрушения обрабатываемых порошковых частиц формируются гранулы композиционного материала (КМ), характеризующиеся однородным составом и ультрадисперсной микроструктурой. Целью данной работы было изучение возможности повышения характеристик жаропрочности алюминиевого сплава путем внедрения в него упрочняющих алюминидных частиц с помощью метода механического легирования

В данной работе в качестве исходных материалов служили предварительно полученный порошок сплава АА6063 (средний размер частиц около 100 мкм) и синтезированные частицы $Al_3Zr$ и $Al_3Ti$ в количестве 2,5 об.% с размером частиц не более 90 и 40 мкм, соответственно. Матричный сплав с частицами алюминидов обрабатывали в планетарной шаровой мельнице Retsch PM400 вплоть до 30 ч в атмосфере аргона со скоростью 300 об/мин. Соотношение массы мелющих тел к массе обрабатываемого материала составляло 20:1. В процессе размола добавляли 1 масс.% стеариновой кислоты и 1 масс.% Cu. Полученные гранулы КМ компактировали методом горячего прессования при 400 и 500 °С.

На рис. 1 показана зависимость микротвердости КМ от времени размола. Здесь видно, что в интервале от 5 до 10 ч микротвердость материалов и с $Al_3Zr$ и с $Al_3Ti$ слабо возрастает, после чего практически не изменяется вплоть до 20 ч, достигая значения около 200 HV. Это значение более чем в два раза превышает твердость матричного сплава АА6063 в экструдированном состоянии (не более 80 HB) и на 20 HV выше твердости этого же сплава, подвергнутого кручению под давлением [3]. Такой упрочняющий эффект обусловлен значительным измельчением зерна алюминиевой матрицы (эффект Холла-Петча) в процессе механического легирования, а также развитием деформационного наклепа в результате значительного роста плотности дислокаций.

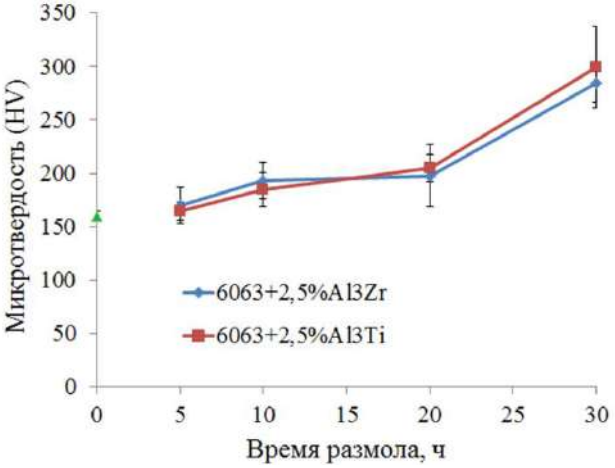



Рисунок 1 – Зависимость микротвердости гранул КМ от времени размола

Из рисунка также следует, что введение добавки 1 масс.% Cu после 20 ч обработки приводит к резкому увеличению микротвердости, до 285 и 300 HV для материала с $Al_3Zr$ и $Al_3Ti$ соответственно. Такой прирост твердости должен быть вызван не только растворением меди в алюминиевой матрице, но и более интенсивным измельчением интерметаллидных частиц за счет эффекта Орована.

На рис. 2а приведены изображения микроструктуры горячепрессованного образца с добавкой $Al_3Ti$. Здесь видно, что светлые частицы алюминида равномерно распределены в темной алюминиевой матрице. Размер видимых алюминидных частиц в обоих материалах варьируется от 0,2 до 1,5 мкм. Также в структуре материалов были обнаружены дисперсоиды $CuAl_2$. В материале с добавкой $Al_3Zr$ общая доля видимых частиц была выше, чем в материале с алюминидом титана, что связано с большей степенью измельчения последнего. На рис. 2б представлена тонкая структура, полученная с помощью ПЭМ. Здесь видно, что микроструктура образца нанокристаллическая. Размер кристаллитов (зерен) составляет порядка 100 нм. В структуре были обнаружены сильно измельченные алюминидные частицы, имеющие размер от 20 до 140 нм. Также были обнаружены сферические дисперсоиды вторичных выделений размером около 10 нм, когерентные алюминиевой матрице, которые принадлежат, вероятно, фазе $Al_3Ti$ ($L1_2$). Твердость прессованных образцов обоих материалов составила 265-270 HV.

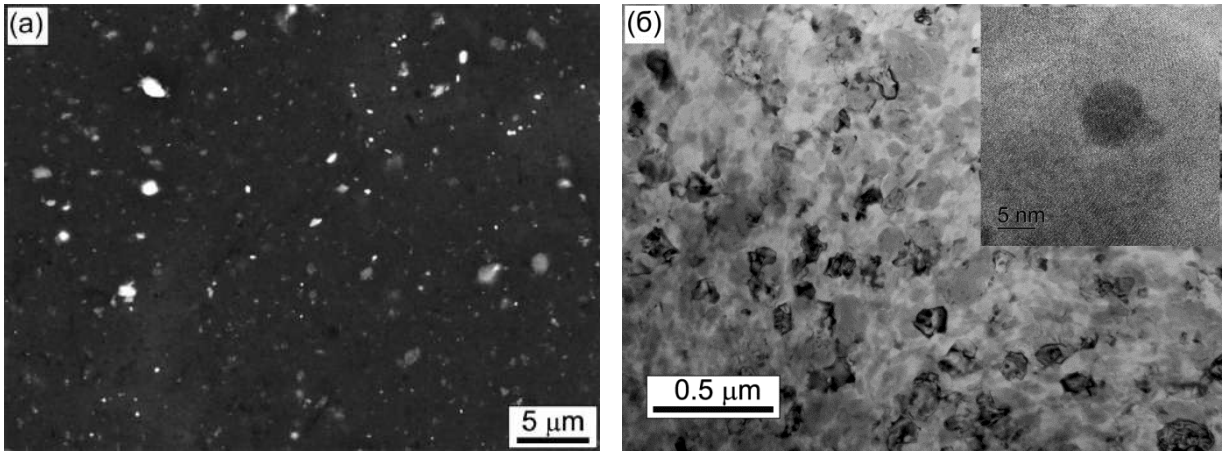



Рисунок 2 – Микроструктура КМ с 2,5%$Al_3Ti$ после прессования при 500 °С:
(а) сканирующая и (б) просвечивающая электронная микроскопия

Полученная дисперсная, нанокристаллическая структура обеспечивает высокие прочностные характеристики не только при комнатной температуре, но и при повышенной. На рис. 3 приведены диаграммы сжатия исследуемых материалов при

комнатной температуре и при 300 °С. Здесь видно, что предел прочности на сжатие при комнатной температуре обоих материалов составляет более 900 МПа (рис. 3а). Увеличение температуры испытания до 300 °С закономерно приводит к снижению прочности, как показано на рис. 3б. При этом, значения предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности $\sigma_в$ образцов, прессованных при 400 °С, оказываются выше по сравнению с образцами, температура прессования которых была 500 °С. Так, например, значения $\sigma_{0.2}$ материала с добавкой алюминида титана с увеличением температуры прессования снижаются с 273 до 216 МПа, а для материала с добавкой $Al_3Zr$ с 242 до 194 МПа. При этом, одновременно с некоторым разупрочнением возрастает пластичность образцов. В целом, прочностные показатели материала с добавкой $Al_3Ti$ оказываются выше показателей материала с $Al_3Zr$, что может быть связано с большей степенью измельчения алюминидных частиц. Следует отметить, что при меньшей легированности, исследуемые материалы демонстрируют лучшие или сходные показатели термической стойкости, по сравнению с механически легированными композитами, в которых в качестве добавки использовали чистый цирконий в количестве 5-10 масс.% [4].

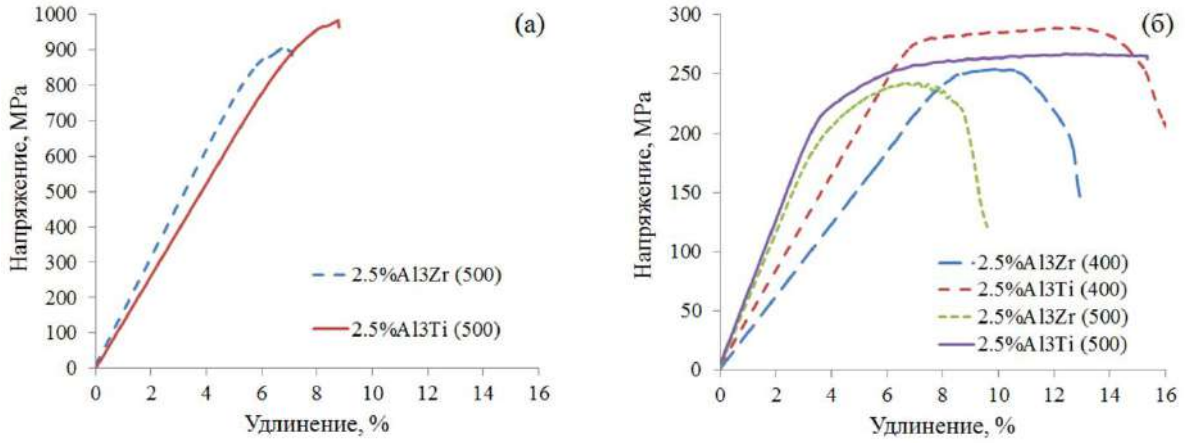



Рисунок 3 – Кривые сжатия горячепрессованных образцов с добавками $Al_3Zr$ и $Al_3Ti$ (а) при комнатной температуре и (б) при 300 °С

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

[3] M. Das, G. Das, M. Ghosh, M. Wegner, V. Rajnikant, S. GhoshChowdhury, T.K. Pal. Microstructures and mechanical properties of HPT processed 6063 Al alloy // Mater. Sci. Eng. A 2012. V. 558. P. 525–532.

[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.

# ВЛИЯНИЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ОТПУСКА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ТЕМПФОРМИНГУ

**Долженко А.С., Луговская А.С., Беляков А.Н.**
*ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», Белгород, Россия*
*dolzhenko_a@bsu.edu.ru*

Высокопрочные низколегированные стали являются одним из наиболее распространенных конструкционных материалов. Широкий диапазон уровней прочности, легко достижимый с помощью относительно простой термической обработки, наряду с хорошей свариваемостью, делает эти стали очень популярными материалами для различных применений во всем мире [1]. Небольшим недостатком низколегированной стали, обработанной в высокопрочное состояние, является довольно высокая температура перехода из пластичного состояния в хрупкое, которая может быть ниже комнатной [2], что ограничивает диапазон конструкционного применения высокопрочных низколегированных сталей в условиях низких температур.

Специальная термомеханическая обработка (темпформинг), включающая мартенситный отпуск с последующей теплой прокаткой до больших степеней деформаций, позволяет получить полуфабрикат высокопрочных углеродистых сталей с исключительно высокой ударной вязкостью при низких температурах вплоть до криогенных условий [3]. Такая обработка была успешно применена к различным высокопрочным низколегированным сталям, что привело к уникальному упрочняющему эффекту, а именно к увеличению как прочности на разрыв, так и ударной вязкости. Такое сочетание механических свойств достигается за счет формирующейся при теплой прокатке ультрамелкозернистой микроструктуры, состоящей из сильно вытянутых зерен с равномерно распределенными мелкодисперсными частицами и текстурой <001> вдоль нормального направления (при прокате в лист) или в боковом направлении (при прокатке прутков) [4]. Упрочнение сталей после темпформинга обеспечивается высокой плотностью дислокаций, измельчением зерна и дисперсными частицами вторых фаз [4]. С другой стороны, высокая ударная вязкость обусловлена расслоением сформированной в процессе темпформинга микроструктуры пластинчатого типа, что приводит к зигзагообразному распространению основной трещины перпендикулярно образцу на ударный изгиб и увеличению поглощаемой энергии [5].

С другой стороны, полученная ультрамелкозернистая микроструктура усложняет сварку сталей, подвергнутых темпформигу, поскольку традиционные методы сварки, сопровождающиеся частичным плавлением основного материала, могут полностью разрушить исходную микроструктуру. Это можно преодолеть, применив перспективный метод сварки в твердом состоянии — сварку трением с перемешиванием (СТП) [6]. К настоящему времени СТП успешно применяется для различных сплавов алюминия, магния, никеля и меди. СТП позволяет получить прочность сварного соединения, близкую к прочности основного материала [6].

Недавно СТП успешно применили для современных высокопрочных сталей, в том числе низколегированных сталей, подвергнутых темпформингу [7]. Микроструктура в зоне перемешивания состоит из мелких зерен, сформировавшихся в результате мартенситного превращения вследствие нагрева выше температуры $A_{c3}$ при СТП с последующим быстрым охлаждением после прохода инструмента СТП. Поэтому шов СТП характеризуется повышенной твердостью по сравнению с основным материалом [7], в результате чего разрушение образца, вырезанного перпендикулярно шву, полученному СТП, происходит в зоне термического влияния, расположенной вблизи зоны перемешивания. Прочность образца шва, полученного СТП, оказывается чуть ниже прочности основного материала, подвергнутого темпформингу. Кроме того, удлинение образца соединения СТП не превышает нескольких процентов.

Следовательно, для улучшения свойств соединений высокопрочных сталей необходимо контролировать термическую обработку во время СТП [7]. С другой стороны, пластичность закаленных сталей можно улучшить с помощью соответствующего отпуска Во время отпуска после сварки следует ожидать выравнивания прочности по всему соединению, полученному сваркой трением с перемешиванием. Равномерная прочность соединения СТП должна улучшить однородность деформации, способствуя равномерному удлинению при испытании на растяжение.

В данной работе изучена микроструктура, сформировавшаяся в низколегированной стали 35ХГМ при сварке трением с перемешиванием и послесварочном отпуске. Исходно образцы исследуемой стали подвергали отпуску при температуре 650 ◦С в течение 1 ч с последующей теплой прокаткой до общей деформации 1,5 при той же температуре (темпформинг). Полученные такой обработкой образцы стали характеризовались ультрамелкозернистой микроструктурой пластинчатого типа с поперечным размером зерен 360 нм, имели предел текучести около 1200 МПа и общее удлинение 13%. Затем пластины исследуемой стали соединялись сваркой трением с перемешиванием. Предел текучести сварного соединения составил около 1170 МПа, хотя общее удлинение снизилось до 1,5%. В зоне перемешивания сформировалась мартенситная микроструктура со средним расстоянием между большеугловыми границами около 800 нм. Этот мартенсит в зоне перемешивания возник из исходного ультрамелкозернистого аустенита, что привело к почти двукратному увеличению твердости по сравнению с основным материалом. Отпуск исследуемой стали при температуре 650 ◦С в течение 1 ч после проведения СТП привел к снижению твердости сварного соединения до уровня основного материала. Предел текучести сварного образца после отпуска составил 930 МПа при общем удлинении 13%. Разрушение сварного и отпущенного образца произошло в основном материале.

***Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00497-П) на оборудовании Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».***

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Goodwin, F.; Guruswamy, S.; Kainer, K.U.; Kammer, C.; Knabl, W.; Leichtfried, G.; Schlamp, G.; Stickler, R.; Warlimont, H. Metals. In Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data; Martienssen, W., Warlimont, H., Eds.; Springer: Berlin, Germany, 2005; pp. 161–430.

2. Tomita, Y. Low-temperature improvement of mechanical properties of AISI 4340 steel through high-temperature thermomechanical treatment. Metall. Trans. A 1991, 22, 1093–1102.

3. Kimura, Y.; Inoue, T.; Yin, F.; Tsuzaki, K. Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel.Science 2008, 320, 1057–1060.

4. Dolzhenko, A.; Kaibyshev, R.; Belyakov, A. Tempforming Strengthening of a Low-Alloy Steel. Materials 2022, 15, 5241.

5. Kimura, Y.; Inoue, T. Influence of annealing on delamination toughening of Mo-bearing medium-carbon steel with ultrafine elongated grain structure processed by warm tempforming. ISIJ Int. 2022, 62, 402–404.

6. Al-Sabur, R. Tensile strength prediction of aluminium alloys welded by FSW using response surface methodology—Comparative review. Mater. Today Proc. 2021, 45, 4504–4510.

7. Lee, H.; Kim, C.; Song, J.H. An evaluation of global and local tensile properties of friction-stir welded DP980 dual-phase steel joints using a digital image correlation method. Materials 2015, 8, 8424–8436.

# ПРОДОЛЬНАЯ ПРОКАТКА В ТРЕХВАЛКОВОМ КАЛИБРЕ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ: СТРУКТУРА, КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА

**Александровский Э.К., Лукашевич К.Е., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д.**
*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*
*e-mail: e.aleksandrovskii@misis.ru*

В последние годы особое внимание уделяется сверхупругим метастабильным сплавам на основе Ti-Zr-Nb, обладающих высокой биосовместимостью и демонстрирующих сверхупругое поведение при температуре человеческого тела, как перспективному материалу для изготовления ортопедических имплантатов [1, 2]. Наилучшее сочетание функциональных свойств достигается оптимизацией структурно-фазового состояния и текстуры с помощью термомеханической обработки (ТМО). Известные способы ТМО для получения длинномерных прутковых полуфабрикатов, востребованных при изготовлении имплантатов, из сплавов на основе Ti-Zr-Nb, включающие радиально-сдвиговую прокатку (РСП) и ротационную ковку (РК), имеют ряд недостатков: неравномерность деформации, остаточная кривизна, а также необходимость промежуточных подогревов, которые приводят к развитию рекристаллизации и росту зерна, как следствие, снижению прочностных свойств [3, 4]. Трёхвалковые станы продольной прокатки фирмы «KOKCS» с использованием электроконтактного предварительного нагрева известны, как эффективный инструмент для получения высокоточных длинномерных прутковых полуфабрикатов за счёт высокой скорости процесса, что подтверждается большим количество работ по моделированию трехвалковой продольной прокатки (ТПП) на более традиционных сплавах [5-10]. Для устранение остаточной кривизны горячая правка растяжением (ГПР) доказала свою эффективность для *β+α* титановых сплавов, однако её влияние на механические и функциональные свойства не были изучены [11, 12]. На основании вышеизложенного целью настоящей работы является разработка научно-технологических основ производства высокоточных длинномерных прутков из сплава системы Ti-Zr-Nb для ортопедических имплантатов.

В данной работе слиток сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат.%), полученный методом вакуумно-дугового переплава, подвергли комбинированной ТМО, которая включает в себя: мультиосевую ковку при 1000–1050 °С до получения прутка с диаметром 85,0 мм, РСП при 950 °С (e = 3,16), РК при 700 °С (e = 0,98). Для реализации поставленных задач на последнем этапе ТМО были проведены ТПП при 700 °С (e = 0,54), ГПР с электроконтактным нагревом до 700 °С и механическая шлифовка до диаметра 6,7 мм. При ТПП пруток проходит через три клети по схеме треугольник – треугольник – круг, причём вторая клеть повёрнута на 180° относительной первой клети по направлению проката.

Качественный рентгеноструктурный анализ показал, что на каждом этапе обработки единственной фазовой составляющей сплава является ОЦК *β*-фазы. В ходе ТПП была сформирована сильнодеформированная динамически полигонизованная субструктура с преимущественной кристаллографической текстурой в направлении [101] параллельному направлению прокатки, которая является наиболее благоприятной для реализации *β↔α”* обратимого мартенситного превращения [2]. Изменение размера зерна от 4,4 мкм до 26,8 мкм и твёрдости от 184 HV до 223 HV в зависимости от зон поперечного сечения носит нелинейный характер, что подтверждается результатами световой оптической микроскопии, EBSD и измерением твёрдости. Это можно объяснить особенностями распределения напряжённо-деформационных и температурных условий в поперечном сечении прутка, а также их наследственностью от предыдущего этапа ТМО.

В ходе ГПР происходит частичная статическая рекристализация (средний размер рекристализованных зёрен 7–9 мкм.), преимущественно в периферийной части

прутка, что незначительно снижает исходно высокий комплекс механических и функциональных свойств ($\sigma_B$ = 678 МПа, $\varepsilon_r^{se}{}_{max}$= 3,5%, $E \approx$ 45 ГПа, $\delta$ = 15,0%).

***Исследование выполено при финансовой поддержке стратегического проекта «Биомедицинские материалы и биоинженерия» в рамках реализации программы «Приоритет 2030» НИТУ МИСИС.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Dinu, M., Franchi, S., Pruna, V., Cotrut, C. M., Secchi, V., Santi, M., Titorencu, I., Battocchio, C., Iucci, G., & Vladescu, A. (2018). Ti-Nb-Zr system and its surface biofunctionalization for biomedical applications. In Titanium in Medical and Dental Applications (pp. 175–200). Elsevier. https://doi.org/10.1016/B978-0-12-812456-7.00008-1

2. Kim, H. Y., Fu, J., Tobe, H., Kim, J. il, & Miyazaki, S. (2015). Crystal Structure, Transformation Strain, and Superelastic Property of Ti–Nb–Zr and Ti–Nb–Ta Alloys. Shape Memory and Superelasticity, 1(2), 107–116. https://doi.org/10.1007/s40830-015-0022-3

3. Lukashevich, K., Sheremetyev, V., Komissarov, A., Cheverikin, V., Andreev, V., Prokoshkin, S., & Brailovski, V. (2022). Effect of Cooling and Annealing Conditions on the Microstructure, Mechanical and Superelastic Behavior of a Rotary Forged Ti–18Zr–15Nb (at. %) Bar Stock for Spinal Implants. Journal of Functional Biomaterials, 13(4), 259. https://doi.org/10.3390/jfb13040259

4. Sheremetyev, V., Lukashevich, K., Kreitcberg, A., Kudryashova, A., Tsaturyants, M., Galkin, S., Andreev, V., Prokoshkin, S., & Brailovski, V. (2022). Optimization of a thermomechanical treatment of superelastic Ti-Zr-Nb alloys for the production of bar stock for orthopedic implants. Journal of Alloys and Compounds, 928, 167143. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167143

5. Walker, N., & Ammerling, W. J. (1997). Reasons why to install a 3-roll RSB (Reducing and Sizing Block) in a most modern wire rod and bar mill. Revue de Métallurgie, 94(10), 1237–1242. https://doi.org/10.1051/metal/199794101237

6. Meirong, S., Qingxue, H., Yanchun, Z., & Lu, P. (2013). Spread Model for TC4 Alloy Rod during the Three-Roll Tandem Rolling Process. Rare Metal Materials and Engineering, 42(5), 909–913. https://doi.org/10.1016/S1875-5372(13)60066-1

7. Pesin, A., Chukin, M., & Pustovoytov, D. (2015). Finite Element Analysis of Symmetric and Asymmetric Three-roll Rolling Process. MATEC Web of Conferences, 26, 03006. https://doi.org/10.1051/matecconf/20152603006

8. Byon, S.-M., Kim, S.-R., Kim, T.-Y., & Lee, Y. (2017). An approximate model to predict the surface profile of material sections in a 3-roll rolling process. Journal of Mechanical Science and Technology, 31(7), 3489–3497. https://doi.org/10.1007/s12206-017-0638-7

9. Pesin, A. M. (2023). FEM simulation of dynamic recrystallization during asymmetric hot rolling of high-speed steel M2. 294–302. https://doi.org/10.21741/9781644902615-34

10. Gavze, A.L., Korostelev, Y.P. Improvement of the High-Temperature Thermomechanical Treatment of Rolled Bars from Titanium Alloy VT3-1. Metal Science and Heat Treatment 44, 348–350 (2002). https://doi.org/10.1023/A:1021280509776

11. Брайан,Дэвид,Дж. (US), Горячая правка растяжением высокопрочного титанового сплава, обработанного в области альфа/бета-фаз, Патент РФ, № 2538467 C2, 2011

# ЗАРОЖДЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА ПРИ УДАРНОМ ИНДЕНТИРОВАНИИ

**Федоров В.А., Кочегаров С.С., Желтова В.М., Шибков Е.А.**
*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия*
*E-mail*: *shibkovaleks@mail.ru*

Экспериментально исследовались деформационный и акустический отклики на ударное индентирование поликристаллического алюминий-магниевого сплава АМг6, деформируемого одноосным растяжением выше условного предела текучести. Исследовались образцы в двух структурных состояниях: рекристаллизованном (АМг6-I) с исходной плотностью дислокаций ~ $10^8$ см$^{-2}$ и нагартованном (АМг6-II) с плотностью дислокаций ~$10^{12}$ см$^{-2}$. В отсутствии ударного воздействия образцы АМг6-I демонстрировали прерывистую деформацию Портевена-Ле Шателье и полосообразование, а образцы АМг6-II деформируются без скачков и деформационных полос, за исключением стадии предразрушения. Основные результаты можно разделить на две группы, связанные с динамическим и нелинейным откликами на ударное индентирование. К первой группе относятся следующие:

− пиковая динамическая твердость почти на порядок превышающая статическую для сплава АМг6-I и почти в 5 раз для сплава АМг6-II, пиковые скорости локальной деформации и скорости роста напряжения ~ $10^5$ с$^{-1}$ и ~ $3\cdot10^5$ ГПа/с, соответственно относят ударное индентирование к динамическим эффектам макропластической деформации типа «динамического зуба текучести» и другим инерционным факторам динамики дефектов;

− в сплаве АМг6-I помимо пластического отпечатка ударное индентирование образца, деформируемого в условиях одноосного растяжения, вызывает развитие макроскачка деформации на кривой нагружения за счет формирования и распространения деформационных полос на фронте скачка длительностью ~ 0.5-0.8 с. В первые десятки мкс под индентором зарождаются и распространяются через сечение образца две полосы макролокализованной деформации в сопряженных направлениях максимальных касательных напряжений (Рис. 1). Затем, после контактного удара, границы этих полос генерируют вторичные полосы, которые вызывают развитие деформационного скачка амплитудой ~ 3 %. Магистральная трещина, как установлено, всегда распространяется по одной из сопряженных полос, зародившихся под индентором.

Сплав АМг6-I (с рекристаллизованной структурой) помимо эффекта Портевена-Ле Шателье, демонстрирует нелинейные деформационный и акустический отклики на ударное воздействие, которые образуют вторую группу явлений;

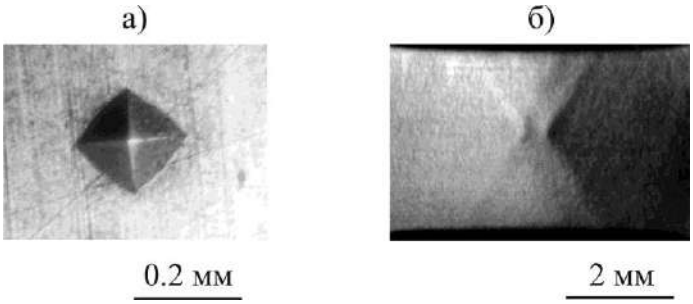



Рисунок 1 – Отпечаток индентора после удара (а) и крестообразная структура сопряженных полос деформации на противоположной поверхности плоского образца (б)

− деформационный отклик носит пороговый и множественный характер: амплитуда индуцированного ударом скачка деформации сильно нелинейно зависит от момента нанесения удара относительно начала плато на ступенчатой кривой нагружения; первая треть плато фактически не чувствительна к ударному воздействию, а наиболее

чувствительна последняя треть плато − амплитуда индуцированного скачка деформации составляет 60-80 % относительно амплитуды спонтанного скачка; в средней трети плато относительная амплитуда возрастает соответственно от нуля до почти 60 % с ростом приложенного напряжения;

− множественный характер проявляется в том, что одиночный удар индентора длительностью ~ 50-100 мкс является триггером зарождения и распространения порядка и более десятка деформационных полос в течение около ~ 1 с после нанесения удара, т.е. в ~ $10^4$ раз большей длительности, чем ударное воздействие.

− силовой и акустический отклики затухают не экспоненциально, как в линейных системах, а демонстрируют более сложное поведение в виде последовательных скачков напряжения, синхронизированных с всплесками сигнала акустической эмиссии, которые отвечают по данным видеосъемки формированию деформационных полос;

− в нагартованном сплаве АМг6-II, который не демонстрирует эффект Портевена-Ле Шателье, ударное индентирование не вызывает появления деформационных полос и скачков на деформационной кривой.

Оценки показали, что при эрозионном изнашивании поверхности энергия удара индентора сравнима с энергией абразивной частицы плотностью ~ 3 г/см$^2$ размером около 0.3 мм, типичной, например, для вулканического пепла, в условиях контактного удара со скоростью 250 м/с (900 км/час) с обшивкой летательного аппарата. Таким образом, в работе показано, что полосы макролокализованной деформации представляют латентный объемный вид эрозионного поведения, который снижает долговечность сплава и может вызвать его внезапное разрушение.

На основании экспериментальных результатов и оценок предложено феноменологическая модель скачков деформации в сплаве АМг6-I в отсутствии и при наличии ударов индентора. В отсутствие внешних воздействий скачок деформации (ступенька на кривой растяжения) возникает самопроизвольно при достижении критического уровня внутренних напряжений, накопленных на предыдущем плато (критическое напряжение срабатывания дислокационных источников Франка-Рида, характерное для ГЦК металлов или критическое напряжение коллективного отрыва дислокаций от препятствий и др.). Релаксация этих напряжений происходит за счет формирования пространственно-временной структуры полос деформации, которые являются носителями высокоскоростной неустойчивой макроскопической пластической деформации. На следующем плато в образце снова накапливаются упругие напряжения, аналогично зарядке электрического конденсатора, в нашем случае упругого, который при очередном скачке разряжается и процесс повторяется снова. Образование каскада полос, индуцированных ударом индентора можно рассматривать как явление пластического пробоя по аналогии с электрическим пробоем диэлектрика, а скачок пластической деформации аналогичен скачку заряда, который протекает во время электрического пробоя. Подобно пусковому импульсу в разряднике высоковольтного конденсатора, удар индентора играет здесь роль триггера «преждевременного» высвобождения упругой энергии, накопленной на плато до момента удара, развития скачка деформации и образования соответствующего количества деформационных полос.

***Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 23-79-01119) на оборудовании Центра коллективного пользования ТГУ им. Г.Р. Державина.***

# ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА ЧЕРЕЗ МЕМБРАНУ ИЗ АМОРФНОГО СПЛАВА $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17,8}$ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

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

*ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина», Тамбов, Россия,*

*fedorov-tsu.tmb@inbox.ru*

Разработка технологий топливных элементов на водородной основе, и поиск новых материалов, которые можно было бы использовать в водородной среде, приобретает актуальное значение. К таким материалам можно отнести аморфные металлические сплавы (АМС). Из-за своих свойств, связанных с особенностями структурного строения АМС менее подвержены механическим разрушениям при гидрогенизации и могут аккумулировать больше водорода по сравнению с кристаллическими аналогами.

Цель работы: выполнить исследование твердофазной диффузии водорода из водно-кислых растворов через мембрану из аморфного сплава на основе кобальта и определить ее влияние на физико-механические свойства сплава.

Для исследования твердофазной диффузии водорода использовали аморфный металлический сплав на основе кобальта $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17,8}$, полученный методом спиннингования. Диффузию водорода через вертикальную мембрану из аморфного сплава с рабочей площадью $S = 3.63 \times 10^{-4}$ м $^2$ и толщиной $\delta \approx 10^{-5}$ м осуществляли в двухкамерной ячейке Деванатхана. Состав используемых растворов представлен в таблице 1.

Таблица 1– Состав кислых хлоридных растворов с постоянной ионной силой

| Концентрация раствора и его состав | | |
|---|---|---|
| 0,1 моль/л<br>*HC1*+0,9М *LiC1* | 0,5 моль/л<br>*HC1*+0,5М *LiC1* | 0,99 моль/л<br>*HC1*+0,01М *LiC1* |

После проведения экспериментов по диффузии водорода, из мембраны вырезали образцы размером: 50×5×0,010 мм, которые подвергали одноосному растяжению на электромеханической машине для статических испытаний – Instron-5565. Морфологию поверхности образца исследовали посредством растрового электронного микроскопа JEOL. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3М.

Исследовали зависимость величины плотности тока, диффундирующего через мембрану водорода (без катодной поляризации), от концентрации рабочего раствора. Показано, что с увеличением концентрации ионов водорода увеличивается поток твердофазной диффузии водорода через мембрану из аморфного сплава (рис. 1). При рассмотрении процесса твердофазной диффузии атомарного водорода из водно-кислых растворов через мембрану аморфного сплава, необходимо учитывать особенности аморфной структуры. В частности, неоднородность активных центров поверхности у аморфных сплавов будет выше, чем у кристаллических структур, следовательно, для количественной оценки диффузии необходим поиск изотермы, соответствующей процессу адсорбции поверхностно-активных (ПАВ) частиц из раствора.

При взаимодействии кобальта с раствором HCl протекает реакция:

$$Co + HCl = CoCl_2 + H_2\uparrow$$

В водных растворах ион $Co^{2+}$ существует в виде парамагнитных октаэдрических аквакомплексов $[Co(H_2O)_6]^{2+}$, придающих раствору окраску розового цвета, что наблюдали в эксперименте.

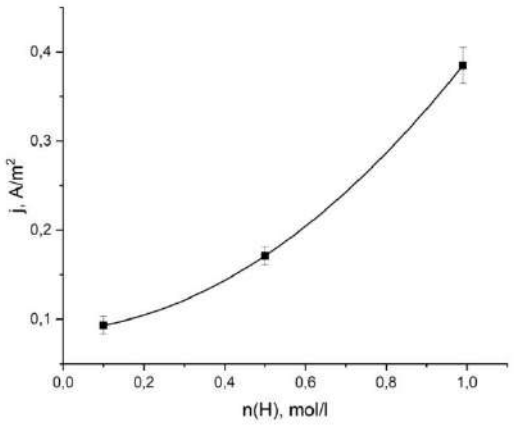



Рисунок 1 – Зависимость интегральной плотности диффундирующего водородного тока через мембрану от концентрации водорода в рабочем растворе (кислотности среды)

Процессы образования октаэдрических комплексов и реакции рекомбинации твердофазной диффузии водорода можно описать следующей схемой (рис. 2).

Стадия (1) характеризуется ионизацией кобальта и разрядом ионов водорода (реакция Фольмера) в кислых средах. Затем, поскольку кобальт хороший комплексообразователь, на стадии (2) образуется гексааквакомплекс кобальта (II). При этом возможно протекание нескольких параллельных процессов (3) – (8). Процесс (3) характеризуется адсорбцией на активных центрах (АЦ) аморфной поверхности хлорид-аниона, который является поверхностно-активным; процесс (4) характеризует адсорбцию образовавшегося на стадии 1 атомарного водорода.

$$Co + 2H^+ = Co^{2+} + 2H \quad (1) \longrightarrow$$

$$\downarrow$$

$$Co^{2+} + 6H_2O = [Co(H_2O)_6]^{2+} \quad (2)$$

$$АЦ + Cl^- = Cl^-_{адс} \quad (3)$$

$$АЦ + H = H_{адс} \quad (4)$$

$$2H_{адс} = H_2 \quad (5)$$

$$H_{адс} = H_{абс} \quad (6)$$

$$2H_{абс} = H_2(V) \quad (7)$$

$$Co + 2H_{абс} = CoH_2 \quad (8а)$$

$$Co + (2\text{-}x)H_{абс} = CoH_{(2\text{-}x)} \quad (8б)$$

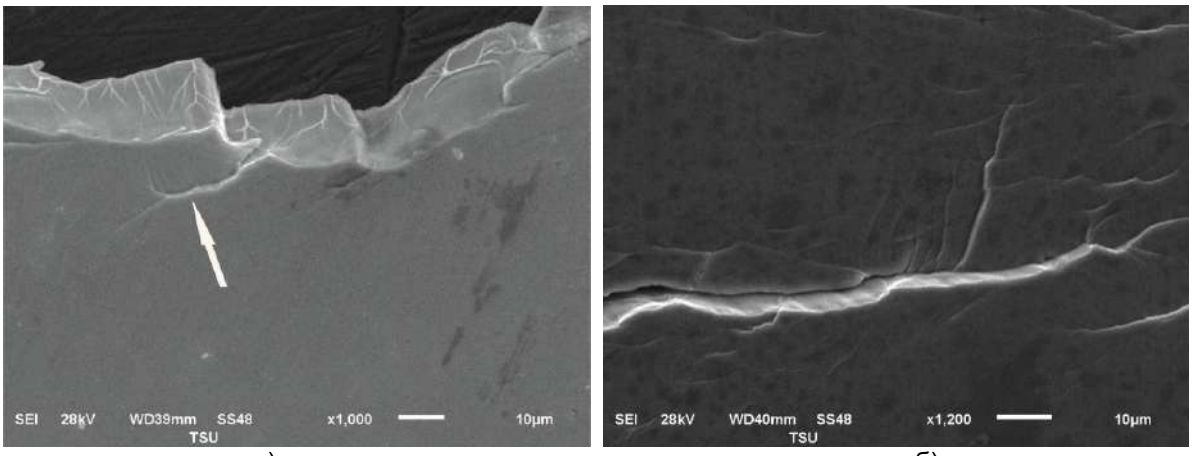
Рисунок 2 – Вероятные процессы, протекающие на границе раздела АМС-раствор

Процесс (5) описывает молизацию ад-атомов водорода (рекомбинация – реакция Тафеля), и здесь можно отметить, что процесс идет посредством латеральной (поверхностной) диффузии. Процесс (6) характеризует переход адсорбированного водорода с поверхности в объемную фазу в форму абсорбированного водорода, который затем молизуется (7), создает внутреннее напряжение и вызывает охрупчивание материала. В процессах (8а) и (8б) в объеме твердой фазы образуется гидрид кобальта (II).

Экспериментально установлено, что после действия водородосодержащей среды изменяются механические характеристики аморфного сплава на основе кобальта.

Исследованы морфологические особенности процесса разрушения указанного сплава при его одноосном растяжении до (рис. 3а) и после проведения экспериментов по диффузии водорода (рис. 3б). При разрушении образца до и после воздействия водорода образуются ветвящиеся трещины (рис. 3а, б). На поверхности разрушения наблюдается характерный «венный» узор, отколы. «Венный» узор после наводороживания менее выражен, чем в исходном состоянии. Величина ступеней без воздействия составляет 5-10 мкм, после воздействия водородосодержащей среды 20-30 мкм. При воздействии водородосодержащей среды существенно увеличивается размер ответвляющихся трещин, а как следствие возрастают величины отколов. Это

может быть объяснено охрупчиванием сплава и снижением его пластических свойств. При увеличении концентрации водорода в рабочем растворе (при заданных параметрах табл. 1), деформационный рельеф поверхности разрушения существенно не меняется.




а) б)

Рисунок 3 – Морфологические особенности разрушения: а) венный узор на поверхности разрушения АМС в исходном состоянии. Стрелкой отмечена ветвящаяся часть трещины; б) трещина ветвления после воздействия раствора 0,5 моль/л *HC1*+0,5М *LiC1.*

Экспериментально установлено, что воздействие наводороживающих сред в исследуемых концентрациях уменьшает предел прочности аморфного сплава на основе кобальта, что может быть также связано с его охрупчиванием в результате воздействия водорода. Модуль Юнга изменяется в пределах погрешности измерений и составляет ~ 15 ГПа. Микротвердость исследуемых образцов, с повышением концентрации HCl и уменьшением концентрации LiCl, практически не меняется. Средние значения колеблются в пределах погрешности измерений.

Таким образом, диффузия водорода через мембрану из аморфного сплава растет с ростом кислотности среды (при неизменной ионной силе раствора). Полученная зависимость может быть объяснена с точки зрения существования двух форм адсорбированного атомарного водорода на поверхности аморфного сплава: надповерхностного – $H^r$ и подповерхностного $H^S$, находящихся в динамическом равновесии. Эти формы водорода проявляются в ходе конкурирующих процессов поверхностной молизации и образования гидридов, осуществление которых определятся концентрацией рабочего кислотного раствора. Следовательно, аморфный сплав на основе кобальта будет подвергнут большему наводороживанию в более кислых растворах. Предложена схема протекания указанных процессов.

Наблюдаемое изменение механических свойств аморфного сплава на основе кобальта обусловлено, не только диффузией водорода, но и вторичными химическими процессами (формирование оксидов), протекающими на поверхности мембраны из аморфного сплава $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17,8}$, приводящими к его охрупчиванию. К изменению механических характеристик может приводить и образование гидридов металлов.

***Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант №24-12-00155).***

# ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ МЕДНО-ГРАФЕНОВЫХ КОМПОЗИТОВ С РАЗНОЙ АРХИТЕКТУРОЙ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

**Казаков А.М.[1,2], Корзникова Г.Ф.[2], Корзникова Е.А.[1,2,3]**
[1]*Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*
[3]*Академия наук Республики Башкортостан, г. Уфа, Россия*
*Email: arseny.m.kazakov@gmail.com*

Изучение композитов металл-графен имеет высокое значение, так как они представляют собой универсальные материалы с улучшенными теплопроводными, механическими и электрическими свойствами. Архитектура медно-графеновых композитов играет ключевую роль в обеспечении баланса между повышением теплопроводности за счет нового канала теплопереноса и эффективным рассеиванием тепла на границах раздела. В работе представлены результаты моделирования, оценивающие влияние графена на коэффициент теплопроводности в медно-графеновых композитах, с учетом количества слоев графена, их длины и расположения.

Моделирование было проведено с использованием бесплатного пакета для молекулярной динамики LAMMPS [1], а для визуализации результатов использовалась программа OVITO [2]. Данный метод моделирования уже не раз был успешно применен для анализа различных аспектов трансформации кристаллических решеток в результате внешних воздействий [3, 4]. Периодические граничные условия были приложены по всем трем ортогональным направлениям. Температуры горячего и холодного блоков равнялись 320 К и 280 К, соответственно, контроль температуры осуществлялся при помощи термостата Ланжевена. На рис. 1 показана схема расчетной ячейки.

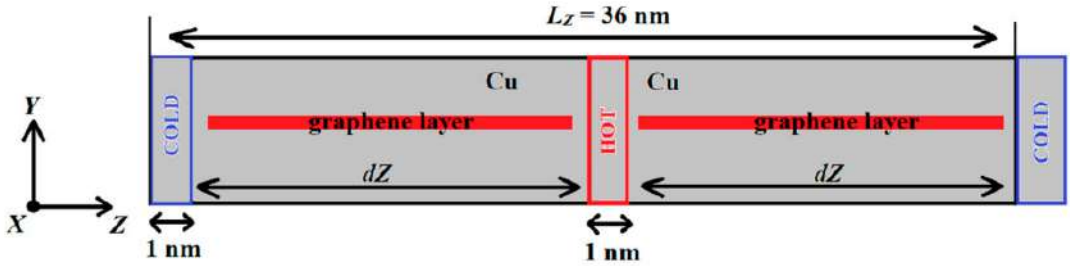



Рисунок 1 – Схема ячейки моделирования с расположением температурных блоков и краями периодических граничных условий вдоль оси Z

Для системы медь-графен было критически важно подобрать потенциалы, которые точно описывают ковалентные связи внутри графена, взаимодействия между атомами меди и графеном, а также взаимодействия между атомами меди. В результате выбора был использован потенциал AIREBO [5] для взаимодействия графен-графен, потенциал Zhou [6] для взаимодействия медь-медь, и потенциал Морзе для взаимодействия медь-графен. На рис. 2 изображены ячейки моделирования с различным положением слоев графена относительно медной матрицы.

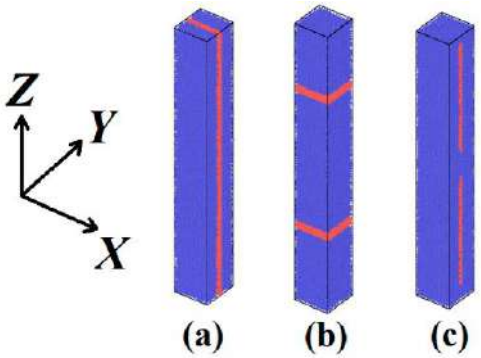



Рисунок 2 – Архитектуры медно-графеновых композитов

Результаты моделирования показали, что коэффициент теплопроводности композита увеличивается только в случае бесконечных слоев графена вдоль оси Z. Напротив, снижение теплопроводности наблюдается в других случаях, особенно для слоев графена размером 15 нм и 8 нм, расположенных внутри медной матрицы, из-за рассеивания тепла на границах раздела. В случае, когда графен расположен перпендикулярно оси Z, слои графена действуют как барьер, препятствующий распространению тепла. В таблице 1 представлены значения коэффициента теплопроводности для всех рассмотренных композитов.

Таблица 1 – Коэффициенты теплопроводности композитов

| κ, W/(m*K) | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Количество слоев графена | Чистая медь | Бесконечные слои графена вдоль оси Z | Бесконечные слои графена перпендикулярно оси Z | Графеновые слои длиной 15 нм | Графеновые слои длиной 8 нм |
| 1 | 380 | 414.2 | 2.51 | 205.9 | 272.6 |
| 2 | | 654.6 | 2.18 | 179.1 | 246.8 |
| 3 | | 803.3 | 1.53 | 163.6 | 240.8 |

Анализируя полученные значения, можно заключить, что в случае бесконечных графеновых слоев коэффициент теплопроводности композита монотонно увеличивается с увеличением количества слоев, и только такая архитектура способствует повышению теплопроводности композита. В случаях, когда графен имеет конечную длину, значение коэффициента теплопроводности композита гораздо меньше зависит от количества слоев графена, что связано с распределением фононов по частотам.

В дополнение ко всему, были исследованы композиты, которые содержат границу зерна только в меди, только в графене, и во всем композите. Результаты показали, что наличие границы зерна в меди или графене снижает теплопроводность композита на 6-7%. В случае, когда граница зерна находится и в медной матрице, и в графене, теплопроводность композита падает на 23%.

В целом, результаты моделирования дают ценную информацию о сложностях и проблемах, которые могут возникнуть при проектировании и разработке графеновых композитов.

***Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 23-29-00863). Работа Корзниковой Е.А. была поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания Уфимского университета науки и технологий (№ 075-03-2024-123/1) молодежной исследовательской лаборатории “Металлы и сплавы в условиях экстремальных воздействий”.***

1. S. Plimpton. Journal of Computational Physics 117, pp. 1–19 (1995).
2. A. Stukowski. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 18, 015012 (2010).
3. I.D. Kolesnikov, I.A. Shepelev. Materials. Technologies. Design 4, pp. 5-10 (2022).
4. U.I. Yankovskaya, P.V. Zakharov. Materials. Technologies. Design 3, pp. 64-67 (2021).
5. S.J. Stuart, A.B. Tutein, J.A. Harrison. Journal of Chemical Physics 112, pp. 6472–6486 (2000).
6. X. Zhou, H. Wadley, R. Johnson, et al. Acta Materialia 49, pp. 4005–4015 (2001).

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОПИТКИ ГРАФИТА СВИНЦОМ НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТА НА СЖАТИЕ

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

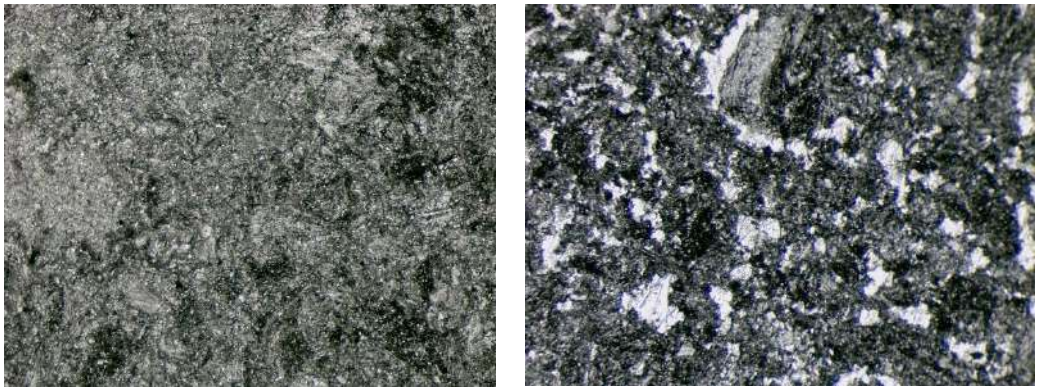
Продолжение работ по пропитке графита расплавленными металлами, а именно приведены некоторые результаты по пропитке графита свинцом.

Краевой угол смачивания расплавом свинца поверхности графита θ = 138º > 90º означает, что капиллярное давление $P_k = \frac{2\sigma\cos\theta}{r}$ , где σ – поверхностное натяжение расплавленного свинца, а *r* – радиус капилляра, является отрицательной величиной, то есть графит не смачивается жидким свинцом. Поэтому для обеспечения такой пропитки необходимо воздействие на жидкий свинец внешнего высокого давления $P_в$. Глубина пропитки *L* в этом случае может быть оценена по видоизмененной формуле Уошборна

$$L = r\sqrt{\frac{\tau(P_в - P_k)}{8\eta}} \ , \qquad (1)$$

где *τ* – время пропитки, а *η* – динамическая вязкость жидкости.

С увеличением давления пропитки заполняются свинцом все более мелкие открытые поры графита, снижается пористость композита и улучшаются его прочностные свойства [1]. На Рисунке 1 в качестве примера приведены фотографии торцевых поверхностей образцов исходного графита марки ГЭ и композита на его основе, полученного пропиткой графита свинцом при давлении 50 МПа и температуре 700℃.



а б

Рисунок 1- Фотографии поверхностей графита (а) и композита (б)

Динамическая вязкость расплавленного свинца, входящая в выражение (1), существенно уменьшается с температурой [2] (см. Рисунок 2). Поэтому можно предположить, что с ростом температуры пропитки при одном и том же давлении будет повышаться качество пропитки и прочность получаемых композитов. С этой целью при постоянном давлении 50 МПа были пропитаны жидким свинцом образцы графита марки ГЭ при температурах пропитки 400 и 700℃. ГЭ при температурах пропитки 400℃ и 700℃.

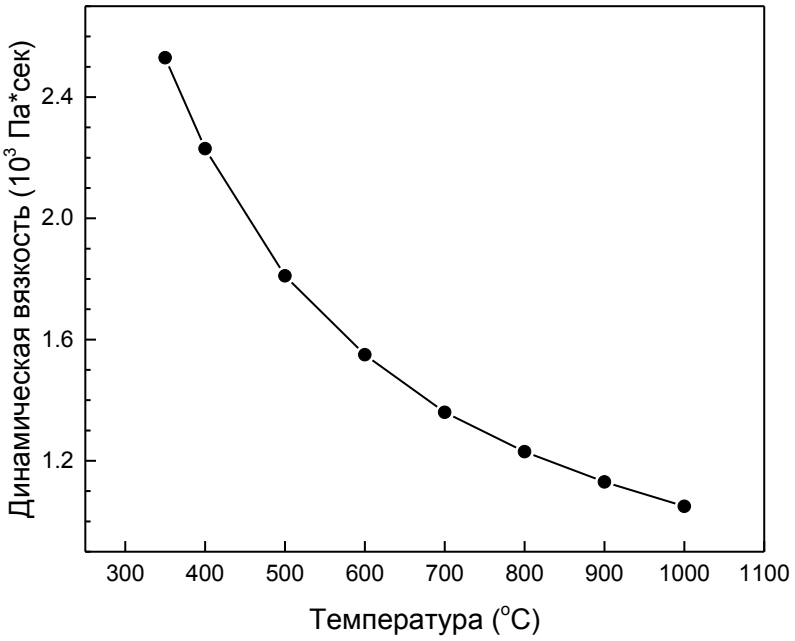



Рисунок 2 – Зависимость динамической вязкости жидкого свинца от температуры

После проведенных пропиток были определены плотность (ρ) и пористость (П) полученных композитов, после чего они были испытана на прочность на сжатие ($\sigma_{сж}$). Результаты приведены в Таблице.

| | | | |
|---|---|---|---|
| Р, МПа | 0.1 | 50 | 50 |
| Т,°С | 20 | 400 | 700 |
| ρ, г/см$^3$ | 1.57 | 2.31 | 2.65 |
| П, % | 29 | 22 | 18 |
| σ , МПа | 28 | 40 | 51 |

Первый столбец таблицы относится к исходному графиту, второй и третий - к композитам. Из таблицы видно, что пропитка графита свинцом, в том числе при высокой температуре пропитки, существенно повышает прочность полученных композитов на сжатие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Антанович А.А. Влияние давления пропитки графита свинцом на прочность композита на сжатие / Тезисы LXVII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». Екатеринбург. 2024.

2. Свойства и процессы рабочих тел и материалов атомной энергетики/ Александров А.А., Орлов К.А., Очков В.Ф. – Издательский дом МЭИ, 2012.

# ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА НОВЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ НА БАЗЕ СТАЛИ 15ХФ

**Ющук В.В., Комиссаров А.А., Долгач Е.Д., Машарипов С.З., Коновалова К.А.**
*Национальный исследовательский технологический университет НИТУ МИСИС, Москва, Россия*
*slava_yushchuk@mail.ru*

На нынешнем этапе развития промышленного сектора формирование и разработка технологий изготовления бесшовных труб является научно-практической задачей в ведущих сферах производства. Динамичное развитие нефтегазовой отрасли страны, являющейся потребителем большого объема продукции, выпускаемой трубными заводами, требует изготовления труб заданных групп прочности и специальными свойствами, что гарантирует их эксплуатационную безаварийную надёжность [1, 2].

Научные разработки в направлении развития технологий производства бесшовных труб, проводимые большинством трубных заводов России, связаны, в первую очередь, с поиском оптимальных композиций легирующих элементов и рациональных технологий производства, включающих, в том числе, термическую обработку [3 - 5].

Наиболее часто используемым материалом для изготовления бесшовных труб применяется сталь 15ХФ, которая характеризуется повышенными значениями механических и коррозионных свойств при эксплуатации в осложненных условиях. Однако, в отдельных случаях данная сталь характеризуется ускоренным коррозионным разрушением.

В рамках данной работы для металловедческого исследования были разработаны и выплавлены инновационные марки сталей на базе 15ХФ в условиях сталеплавильной научно-технической лаборатории НИТУ МИСИС. Инновационные марки сталей характеризуются пониженной концентрацией содержания углерода относительно 15ХФ, а также микролегированием карбидообразующих элементов, включающих хром, ванадий и ниобий.

Для металловедческого исследования были разработаны и выплавлены марки сталей нового поколения в условиях сталеплавильной научно-технической лаборатории НИТУ МИСИС. Для вышеуказанных сталей с целью разработки оптимальных режимов термической обработки проведено комплексное исследование, включающее в себя металлографический анализ на оптическом и сканирующем электронном микроскопах, определение механических свойств, дилатометрический анализ при различных температурно-временных режимах термообработки для установления природы упрочнения исследуемых сталей.

При применении металлографического анализа посредством оптической и сканирующей электронной микроскопии установлено, что в процессе аустенизации и последующей закалки при температуре выше $Ac_3$ для новых сталей происходит образование продуктов превращения, в основном, реечной морфологии – бейнитно-ферритной микроструктуры. При осуществлении отпуска при температурах 550 - 680 $^{o}$C осуществляется одновременно несколько процессов – выделение специальных карбидов хрома, ванадия из твердого раствора и их дальнейшая коагуляция с нерастворившимися карбидами ниобия, а также рекристаллизация бейнитного феррита (α-фазы).

Влияние таких же режимов термической обработки на сталь 15ХФ идентично: при проведении закалки выше $Ac_3$ происходит образование бейнитно-ферритной микроструктуры. При проведении отпуска 550 - 680 $^{o}$C происходит выделение специальных карбидов хрома и ванадия, их дальнейшая коагуляция и рекристаллизация бейнитного феррита (α-фазы).

После проведения испытаний сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением SSC, одноосного растяжения в среде $H_2$ при малой скорости деформации SSRT, водородного растрескивания HIC и общей коррозии установлено, что для разработанных сталей после проведения различных режимов термической обработки, включающей в себя закалку при температуре выше $Ac_3$ и отпуск при температурах 550 - 680 $^oC$ характеризуются повышенными значениями коррозионностойких свойств (SSC, SSRT, HIC, общей коррозии) по сравнению с базовой сталью 15ХФ.

Данное обстоятельство позволяет рекомендовать исследуемые марки сталей для дальнейшего промышленного внедрения в качестве материала, из которого осуществляется изготовление бесшовных горячекатаных труб, работающих в осложненных условиях.

Хочу искренне поблагодарить коллег научно-исследовательской лаборатории «Гибридные наноструктурные материалы» и коллектив кафедры ОМД (НИТУ МИСИС), а также инженерно-технического центра Выксунского завода ОМК, которые внесли большой вклад в выполнение данной работы. Кроме того, выражаю отдельную благодарность научному руководителю и заведующему лабораторией Комиссарову Александру Александровичу за поддержку и экспертное мнение, которое присутствовало на протяжении всей работы.

***Работа выполнена в рамках комплексного проекта по теме «Разработка и внедрение комплексных технологий производства бесшовных труб из сталей нового поколения с управляемой коррозионной стойкостью при осложненных условиях эксплуатации для топливно-энергетического комплекса Российской Федерации» в рамках Соглашения №075-11-2023-011 от 10.02.2023 г. по постановлению Правительства РФ №218 от 09.04.2010 г.***

ЛИТЕРАТУРА

1. Завьялов В.В. Проблемы эксплуатационной надежности трубопроводов на поздней стадии разработки месторождений / Завьялов В.В. – М.: ОАО «ВНИИОЭНГ», 2005. – 332 с.
2. Пышминцев И.Ю. О прогнозировании срока службы труб в сероводородсодержащих средах / Пышминцев И.Ю., Веселов И.Н., Костицына И.В. // Территория Нефтегаз. – 2006. – №8. – С. 16 - 18.
3. Князькин С.А. Особенности коррозионного разрушения насосно-компрессорных труб при эксплуатации в средах с повышенным содержанием углекислого газа / Князькин С.А., Иоффе А.В., Выбойщик М.А., Зырянов А.О. // МиТОМ. – 2012. – №10. – С. 10 - 14.
4. Зырянов А.О. Исследование коррозионного разрушения насосно-компрессорных труб из стали 15Х5МФБЧ в высоко агрессивных нефтепромысловых средах и усовершенствование технологии термической обработки этих труб. – Тольятти: ТГУ, 2018. – 179 с.
5. Кантюков Р.Р. Оценка опасности внутренней углекислотной коррозии по отношению к промысловым оборудованию и трубопроводам на газовых и газоконденсатных месторождениях / Р.Р. Кантюков, Д.Н. Запевалов, Р.К. Вагапов // Безопасность труда в промышленности. – 2021. – №2. – С. 56 – 62.

# ВЛИЯНИЕ ТЕТРАГОНАЛЬНО-МОНОКЛИННЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ $ZrO_2$

**Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Васюков В.М., Овчинников П.Н.**
*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия*
*E-mail: aadmitr@yandex.ru*

Циркониевая керамика, стабилизированная в тетрагональной фазе, и композиты на ее основе имеют широчайшую область практических приложений от жаропрочных тиглей до хирургических инструментов и от имплантатов до бронежилетов. Такое разнообразие применений стало возможным благодаря характерному для нее трансформационному упрочнению, связанному с механоиндуцированными тетрагонально-моноклинными фазовыми превращениями [1]. Исследования последнего десятилетия свидетельствуют о перспективах разработки составов и структуры композиционной керамики на основе $ZrO_2$, способной к пластической деформации при комнатных температурах, с сохранением (а возможно и повышением) прочностных свойств и износостойкости [2-4]. В связи с этим, работа нацелена на разработку составов и дизайн структуры композиционной керамики на основе $ZrO_2$, способствующих повышению соотношения твердости, вязкости разрушения, пределов прочности и износотойкости, а также появлению пластичности при комнатных температурах.

Составы и методика изготовления циркониевых керамик (стабилизированных оксидом кальция), упрочненных оксидом алюминия с добавлением диоксида кремния (ATZ+$SiO_2$ керамика) детально описана в [4].

Проведены комплексные исследования структурных особенностей, механических и трибологических свойств ATZ+$SiO_2$ керамик с различным содержанием диоксида кремния ($0 \le C_{SiO2} \le 6$ мол. %). Показано, что повышение концентрации $SiO_2$ от 0 до 5 мол. % сопровождается:

- увеличением среднего размера кристаллитов $ZrO_2$ от 85 нм до 170 нм;
- снижением микротвердости от 12,75±0,25 ГПа до 10,9±0,2 ГПа;
- увеличением вязкости разрушения от 7,05±0,35 МПа м$^{1/2}$ до 12,4±0,3 МПа м$^{1/2}$;
- увеличением предела прочности на растяжение (метод Бразильского теста) от 0,39±0,05 ГПа до0,46±0,05 ГПа;
- увеличением предела прочности на сжатие от 2,13±0,1 ГПа до 2,35±0,1 ГПа;
- немонотонным изменением коэффициента трения: сначала снижением от 0,70±0,01 до 0,65±0,01 (при $C_{SiO2}$=1 мол. %), затем повышением до 0,72±0,01;
- немонотонным (с наличием плато) увеличением интенсивности износа от $4{,}16\times10^{-7}\pm0{,}25\times10^{-7}$ мм$^3$/Нм до $8{,}26\times10^{-7}\pm0{,}2\times10^{-7}$ мм$^3$/Нм.

Особый интерес вызывает появление пластичности (стадии текучести) при деформации кремнийсодержащих ($2 \le C_{SiO2} \le 5$ мол. %) керамик одноосным сжатием. В указанном интервале концентраций $SiO_2$ относительная доля тетрагональной фазы диоксида циркония *t*-$ZrO_2$ сохраняется неизменной (на уровне 95 – 91 %). Увеличение концентрации $SiO_2$ в ATZ+$SiO_2$ керамике до 6 мол. % вызывает скачкообразное перераспределение относительных долей тетрагональной и моноклинной фаз $ZrO_2$ (доля тетрагональной фазы уменьшается до 18 %). Это вызывает резкое ухудшение всех механических и трибологических характеристик.

Показано, что наблюдаемая на диаграммах деформирования стадия текучести является результатом механоиндуцированных превращений тетрагональной фазы диоксида циркония *t*-$ZrO_2$ (метастабильной при комнатной температуре) в моноклинную фазу *m*-$ZrO_2$. На стадии упругой деформации (вплоть до стадии текучести) прирост относительной доли моноклинной фазы замечен не был. Увеличение концентрации диоксида кремния (в интервале 2 мол.%$\le C_{SiO2} \le$5 мол.%) вызывает уменьшение критических напряжений, инициирующих $t \rightarrow m$ превращения, что выражается в снижении предела упругости при деформации сжатием. Кроме того,

показано, что в таких керамиках *t→m* превращения могут реализовываться до зарождения трещин.

Комплексный анализ исследованных зависимостей позволил предположить, что роль добавки $SiO_2$ заключается в снижении высоты энергетического барьера для механоиндуцированных *t→m* превращений (Рис. 1). Это вызывает повышение трансформируемости тетрагональной фазы и, тем самым, не только усиливает роль трансформационного упрочнения, но и препятствует зарождению микротрещин. Однако, превышение критического значения концентрации добавки может вызвать чрезмерное снижение энергетического барьера, самопроизвольные *t→m* превращения и деградацию механических свойств.

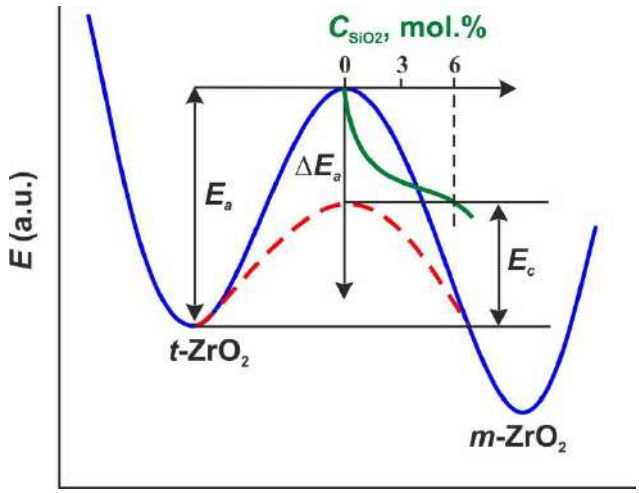



Рисунок 1 – Схематичное изображение энергетических *t*-$ZrO_2$→*m*-$ZrO_2$ переходов и зависимости уменьшения высоты энергетического барьера для *t→m* превращения от концентрации диоксида кремния в ATZ+$SiO_2$ керамике

Показано, что немонотонный характер зависимостей коэффициента трения и интенсивности износа ATZ+$SiO_2$ керамик от концентрации в них $SiO_2$ обусловлен конкурирующим характером влияния микротвердости и вязкости разрушения, а также трансформируемости тетрагональной фазы *t*-$ZrO_2$, которые различным образом реагируют на изменение концентрации $SiO_2$ в керамике. Установлено, что основную роль при этом, играют тетрагонально-моноклинные превращения диоксида циркония, вызываемые касательными напряжениями при трении.

Результаты получены с использованием оснащения Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Garvie R.C., Hannink R.H.J., Pascoe R.T. // Nature. 1975. V. 258. P. 703–704.
2. Domínguez-Rodríguez A., Gómez-García D., Zapata-Solvas E., et al. // Scripta Mater. 2007. V. 56. P. 89–91.
3. Reveron H., Liens A., Chevalier J., et al. // Computer methods in biomechanics and biomedical engineering. 2019, V. 22. P. S1, S68–S70.
4. Dmitrievskiy A.A., Efremova N.Yu., Zhigacheva D.G., et al. // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2024. V. 119. P. 106527

# ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ НИКЕЛЯ СОНОЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ ДЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ

**Мозжаров С.Е.[1], Кулак М.М.[1], Шут В.Н.[2]**
*[1]Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь,*
*[2]Витебский государственный технологический университет, г. Витебск, Беларусь*
*lkm_ita@vitebsk.by*

В настоящее время в связи с активным внедрением цифровых технологий в медицине бурно развивается направление по 3D-принтингу органов и тканей человеческого организма. Одним из разделов 3D-печати являются аддитивные технологии, основанные на методах прототипирования различных отделов человеческого скелета из нерезорбируемых материалов (пластик, металлы и др.). Как правило, эндопротезы (имплантаты), изготавливаемые методами аддитивных технологий имеют однородную поверхность. Производитель таких протезов редко проводит научные исследования по изучению ответных реакций организма на материалы и поверхность таких конструкций. Так как поверхность сложного имплантата контактирует с разными видами тканей (костная, хрящевая, соединительная, мышечная и т.д.), то и поверхность имплантата должна иметь морфологию, на которую тканевой ответ не будет принимать форму воспаления. На сегодняшний день экспериментально и клинически доказано, что для успешной остеоинтеграции необходимо чтобы поверхность имплантата отвечала определенным параметрам (например, средняя глубина шероховатости должна быть в пределах 1,2 - 1.8 мкм). Материал для самих имплантатов должен быть биологически инертным, не вызывать побочных эффектов, при этом материал должен быть химически стойким и обладать определенными прочностями характеристиками. Для изготовления имплантата зубного корня удовлетворяющего перечисленным требованиям и практически соответствующего корню естественного зуба по геометрическим, структурным и механическим характеристикам может использоваться подход, основанный на объединении селективного лазерного спекания и селективного лазерного плавления порошка [1], который позволяет получить изделие с анизотропной структурой – плотной сердцевиной и пористой оболочкой.

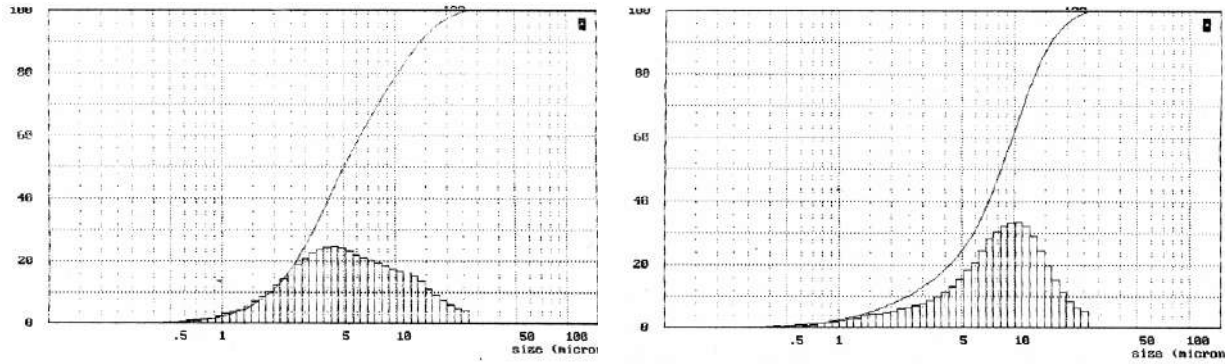
Инфекция на границе раздела кость-имплантат является наиболее вероятной причиной разрушения имплантата после вживления [2]. Следовательно, использование материалов с антибактериальными свойствами является преимуществом, поскольку антибактериальный агент может действовать локально и постоянно в месте инфекции. Как известно такие металлы, как серебро, цинк, никель и медь, обладают антибактериальными свойствами [3]. Для обеспечения однородности сплавов получаемых в процессе лазерной обработки желательны субмикронные частицы и ультратонкие порошки (~ 1 мкм). На сегодняшний день существует большое количество методов, позволяющих получать ультрадисперсные порошки металлов: химические, физические, механические [4]. Несмотря на многообразие этих методов поиск простых, экономичных и экологически безопасных способов синтеза ультрадисперсных материалов остается актуальным. Использование ультразвука при электрохимическом осаждении порошков металлов, может служить одним из возможных подходов к решению данной задачи [5]. В работе [6] описан процесс получения медных порошков соноэлектрохимическим методом для аддитивных технологий. Получение порошков никеля, обладающих антибактериальными свойствами, по аналогичной методике и изучение их свойств, для дальнейшего использования при селективном лазерном спекании является целью настоящей работы.

Для получения порошков использовали сульфатный электролит, на основе $NiSO_4 \times 7H_2O$ (в качестве буферной добавки использовали борную кислоту $H_3BO_3$, для устранения пассивации анодов в электролит добавляли хлористый никель $NiCl \times 6H_2O$). Длительность импульса тока при соноэлектрохимическом процессе, во всех

экспериментах составляла 400 мс. Полученные порошки осаждали и промывали на центрифуге с фактором разделения F=350.

Анализ размеров частиц полученных порошков, проводили на приборе ANALYSETTE 22 MicroTec plus фирмы “FRITSCH”.

На рисунке 1 показано изменение размера частиц в зависимости от плотности катодного тока. Анализ данных гранулометрического анализа, (рисунок 1), показывает, что размеры частиц увеличиваются с ростом плотности катодного тока. Так при плотности катодного тока 0.8 А/см$^2$ среднеарифметический размер частиц равен 8.94 мкм., а при 0.6 А/см$^2$ – 6.68 мкм.




а) ток 0.6 А б) ток 0.8 А

Рисунок 1 – График Fritsch-анализа порошка никеля

Fritsch-анализ не дает представления о морфологии частиц, поэтому образовавшиеся конгломераты считаются за частицу крупных размеров. На рисунке 2 приведена фотография порошка никеля (ток 0.8 А.) полученные на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения “Mira” фирмы “Tescan” (Чехия).

Анализируя полученные фотографии, можно сделать вывод, что полученный порошок состоит из волокон диаметром ~ 80 нм, агрегированных в трехмерных кластерах размерами ~ 2 мкм, которые, в свою очередь, создают конгломераты с размерами, приближающимися к 10 мкм.

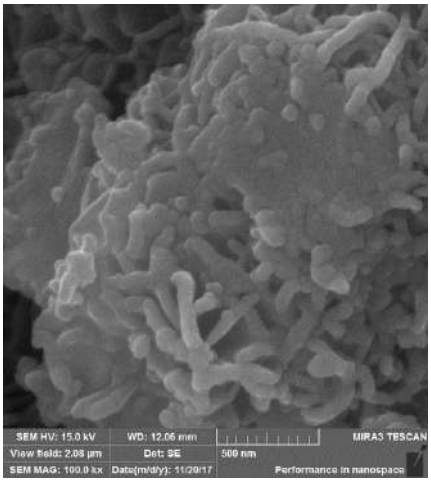



Рисунок 2 – Фотография порошка никеля (СЭМ)

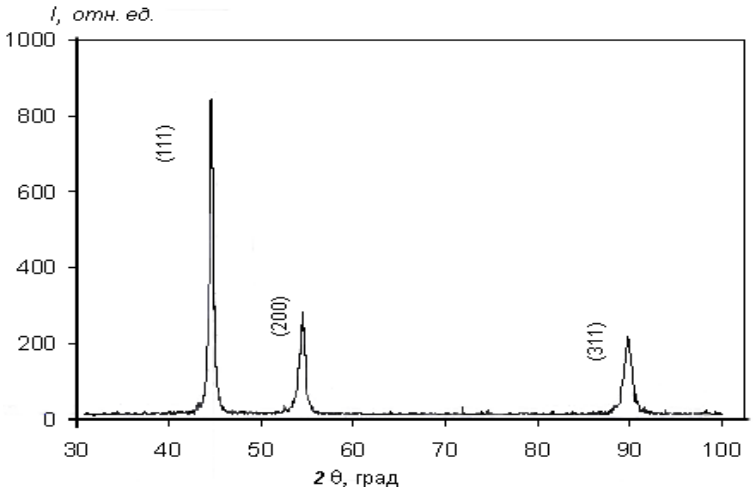



Рисунок 3 – Дифрактограмма порошка никеля

Рентгеноструктурный анализ синтезированного порошка проводили на дифрактометре, с использованием излучения **Cu**$K_\alpha$, длина волны $\lambda$ принималась средневзвешенной по $K_\alpha$ дуплету $\lambda$=1.5418 Å, напряжение анода -35 кВ, ток анода-15 мА. На рисунке 3 приведена дифрактограмма порошка никеля, полученного при токе 0.6 А.

Рентгеновские пики на дифрактограмме совпадают с эталонными значениями картотеки JCPDS [7]

Как было показано в [8], легирование *in-situ* является эффективным способом получения новых материалов с помощью лазерного плавления материалов; тем не менее, производство однородного сплава является сложной задачей. Для эффективных процессов легирования *in-situ* необходимо оптимизировать не только параметры процесса спекания-плавления, но также необходимо провести анализ свойств материала и размера порошка, чтобы гарантировать эффективное плавление и смешивание материалов.

В работе получены соноэлектрохимическим методом ультратонкие порошки никеля и изучены параметры, влияющие на морфологию и размер порошков. В дальнейшем полученный порошок планируется испытать на легирование *in-situ* современных антибактериальных материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мозжаров, С.Е. Способ получения изделий преимущественно формы тел вращения с анизотропной структурой из металлических порошков: Патент Респ. Беларусь / С.Е. Мозжаров, В.В. Савич, Н.К. Толочко; заявитель ИПМ НАН Беларуси - № 11377; опубликован 13.12.08.

2. Romano, C.L. Antibacterial coating of implants in orthopaedics and trauma: A classification proposal in an evolving panorama/ C.L. Romano [et al.] // Journal of Orthopaedic Surgery and Research.-2015.- V.10 .-P.1 –11.

3. Argueta-Figueroa, L. Synthesis, characterization and antibacterial activity of copper, nickel and bimetallic Cu–Ni nanoparticles for potential use in dental materials / L. Argueta-Figueroa[et al.] // Progress in Natural Science: Materials International.-2014.- V.24.-P. 321–328.

4. Андрусишина, И.Н. Наночастицы металлов: способы получения, физико-химические свойства, методы исследования и оценка токсичности / И.Н. Андрусишина // Сучасні проблеми токсикології.– 2011.– № 3.– С .5-14.

5. Sáez, V Sonoelectrochemical Synthesis of Nanoparticles/ V. Sáez, T.J. Mason // Molecules .– 2009, – V.14.–P 4284–4299.

6. Шут, В.Н. Характеристики ультрамелкодисперсных медных порошков, полученных соноэлектрохимическим методом, для аддитивных технологий/ В.Н.Шут А.А. Кузнецов, С.Е. Мозжаров, И.А. Ядройцев, И.А. Ядройцева // Вестник ВГТУ.– 2021.– № 1(40).– С .148-157.

7. Powder Diffraction File. Data Cards. Inorganic Section. Sets 1-34. JCPDS. Swarthmore, Rennsylvania, USA, 1948-2014.

8. Vrancken, B. Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective lasermelting/ B.Vrancken, L.Thijs, J. P.Kruth, J.Van Humbeeck, // ActaMaterialia.–2014.–V.68.–P.150–158.

# СИНТЕЗ МНОГОЭЛЕМЕНТНЫХ БОРИДОВ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

**Кулак М.М.[1], Самолетов В.Г.[1], Рубаник В.В.[1], Ковалева С.А.[2], Шебалкова Н.Е.[1]**
*[1]Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь,*
*[2]Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь*
*E-mail: mmk_vit@mail.ru*

В последние годы значительное внимание уделяется получению и исследованию новых однофазных материалов – так называемых “высокоэнтропийных” карбидов и диборидов металлов [1-4]. Как и все карбиды и бориды, они состоят из двух вложенных друг в друга подрешеток: подрешетка металла и подрешетка неметалла (C или B). Такие соединения представляют собой твердые растворы на базе карбида циркония, карбида титана (ZrC и TiC имеют ГЦК решетку типа NaCl) или диборида титана (гексагональная решетка типа $AlB_2$), где атомы других карбидо- или боридообразующих элементов частично замещают атомы основного металла (Zr или Ti) в его подрешетке. При этом в составе соединений должно быть не менее четырех (чаще всего пять) карбидо- или боридообразующих металлов в почти эквимолярном соотношении. Примерами таких соединений являются (Zr,Hf,Ta,Nb)C, (Ti,Zr,Hf,Ta)C [1], (Ti,Zr,Hf,Ta,Nb)C [2], $(Ti,Cr,Zr,Hf,Ta)B_2$, $(Ti,Mo,Zr,Nb,Hf)B_2$, $(Ti,Mo,Ta,Nb,Hf)B_2$ [3], $(Ti,Mo,Zr,Ta,Nb)B_2$ [4] и др.

Эти соединения являются новым перспективным классом высокотвердых тугоплавких керамических материалов [1,2]. Такие материалы и покрытия обладают весьма высокой твердостью и износостойкостью и повышенной жаростойкостью. Так, покрытия из соединения (Ti,Zr,Hf,V,Nb,Ta)C имеют чрезвычайно высокую твердость 43–48 ГПа при модуле упругости 337 ГПа – как у монокарбидов [1].

В данной работе приведены данные о синтезе методом СВС диборида вида $(TiZrMoHfTa)B_2$. Порошки металлов и бор были взвешены из расчета получить спрессованный образец ∅20×25мм с плотностью 0,5 от максимальной. Для повышения степени однофазности конечного продукта образец предварительно нагревался.

Рентгенодифракционные исследования полученных образцов выполнены на дифрактометре D8 Advance (AXS Bruker, Германия) с использованием $CuK_\alpha$ излучения. Рентгенофазовый анализ проведен в рамках базы данных PDF-2. Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполнен на полнопрофильных дифрактограммах с расчетом и уточнением профильных и структурных параметров по методу наименьших квадратов без учета микронапряжений. Полуколичественный анализ выполнен с использованием корундового числа - RIR (Reference Intensity Ratio) по методу, введенному Чангом (Chung).

При проведении рентгенофазового анализа синтезированных образцов установлено, что повышение начальной температуры синтеза приводит к изменению фазового состава конечного продукта. В таблице 1 приведены полученные данные об одно и двухкомпонентных диборидах.

Таблица 1 – Изменение содержания боридов от начальной температуры

| % \ T, °C | 350 | 450 | 650 |
|---|---|---|---|
| $TaB_2$ | 17 | 20 | 17 |
| $HfB_2$ | 15 | 14 | 14 |
| $Hf_{0.5}Ti_{0.5}B_2$ | 40 | 28 | 24 |
| $Hf_{0.5}Ta_{0.5}B_2$ | 15 | 10 | 18 |
| $Ta_{0.5}Zr_{0.5}B_2$ | 13 | 28 | 27 |

На рис. 1 приведены данные о фазовом составе синтезированных образцов в зависимости от начальной температуры синтеза. Формируется многофазный состав, включающий двойные и тройные бориды. Отдельных фаз, содержащих молибден не регистрируется, что дает основание полагать о его растворении в других соединениях.

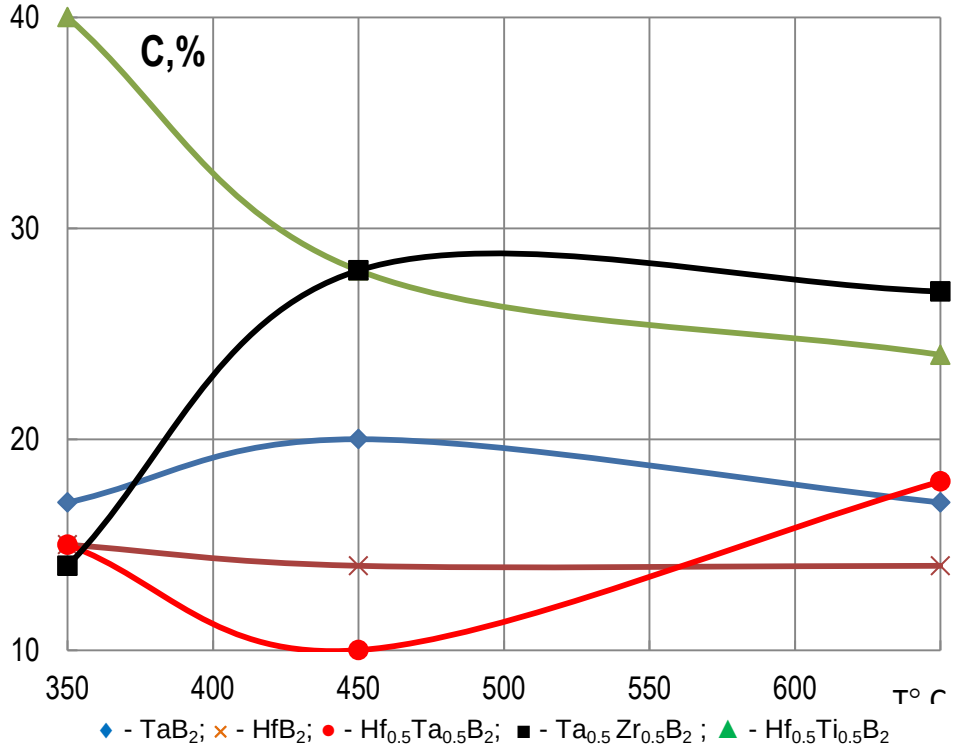



Рисунок 1 – Фазовый состав синтезированных образцов

Уточненные параметры кристаллических решеток синтезированных фаз диборидов приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Параметры кристаллических решеток

| **(Ti,Ta,Hf,Zr,Mo)$B_{10}$350** °C | | **(Ti,Ta,Hf,Zr,Mo)$B_{10}$450** °C | | **(Ti,Ta,Hf,Zr,Mo)$B_{10}$650** °C | |
|---|---|---|---|---|---|
| Фаза $TaB_2$ | | | | | |
| Параметры решеток, Å | | | | | |
| a, Å | 3.0783 | a, Å | 3.0707 | a, Å | 3.0731 |
| c, Å | 3.2987 | c, Å | 3.2845 | c, Å | 3.2853 |
| V, Å$^3$ | 27.0704 | V, Å$^3$ | 26.8209 | V, Å$^3$ | 26.8693 |
| Фаза $HfB_2$ | | | | | |
| a, Å | 3.1316 | a, Å | 3.1182 | a, Å | 3.1307 |
| c, Å | 3.4600 | c, Å | 3.5353 | c, Å | 3.4455 |
| V, Å$^3$ | 29.3859 | V, Å$^3$ | 29.7691 | V, Å$^3$ | 29.2460 |
| Фаза $Hf_{0.5}Ti_{0.5}B_2$ | | | | | |
| a, Å | 3.0891 | a, Å | 3.0893 | a, Å | 3.0848 |
| c, Å | 3.3612 | c, Å | 3.3305 | c, Å | 3.3443 |
| V, Å$^3$ | 27.7771 | V, Å$^3$ | 27.5271 | V, Å$^3$ | 27.5607 |
| Фаза $Hf_{0.5}Ta_{0.5}B_2$ | | | | | |
| a, Å | 3.5210 | a, Å | 3.1134 | a, Å | 3.1086 |
| c, Å | 3.3901 | c, Å | 3.3921 | c, Å | 3.3891 |
| V, Å$^3$ | 28.3117 | V, Å$^3$ | 28.4753 | V, Å$^3$ | 28.3625 |
| Фаза $Ta_{0.5}Zr_{0.5}B_2$ | | | | | |
| a, Å | 3.1198 | a, Å | 3.1196 | a, Å | 3.1202 |
| c, Å | 3.3985 | c, Å | 3.4224 | c, Å | 3.4147 |
| V, Å$^3$ | 28.6483 | V, Å$^3$ | 28.8442 | V, Å$^3$ | 28,7904 |

Из анализа данных рентгеновской дифракции видно, что при низкой температуре нагрева 350° С основной фазой является $HfTiB_2$, а увеличенный объем

элементарных ячеек $TaB_2$ и $HfTaB_2$ (табл.2 исходные $V_{TaB_2}$=26.84 Å$^3$ и $V_{Hf_{0.5}Ta_{0.5}B_2}$ =28.23 Å$^3$) указывает на возможное растворение в них молибдена. Повышение температуры до 450° С приводит к повышению содержания двойных боридов и тройного диборида $Ta_{0.5}Zr_{0.5}B_2$ с увеличением его объема решетки (табл.2 исходный $V_{Ta_{0.5}Hf_{0.5}B_2}$=28.66 А), но уменьшением объема $Hf_{0.5}Ti_{0.5}B_2$. Высокая температура нагрева способствует формированию тройных болидов до ~ 70 мас.% и растворению в них молибдена.

Таким образом, многофазный состав образцов может быть обусловлен тем, что из-за большой скорости горения и небольшого их размера не было достаточно времени и температуры для гомогенизации продукта синтеза.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Elinor Castle, Tamas Csanadi, Salvatore Grasso, Jan Dusza, Michael Reece. Processing and properties of high-entropy ultra-high temperature carbides // Scientific Reports, 2018, v. 8, № 1, # 8609 (12 pp.).

2. Jieyang Zhou, Jinyong Zhang, Fan Zhang, Bo Niu, Liwen Lei, Weimin Wang. High-entropy carbide: A novel class of multicomponent ceramics // Ceramics International, 2018, v. 44, № 17, p.22014-22018.

3. Yan Zhang, Wei-Ming Guo, Ze-Bin Jiang, Qi-Qi Zhu, Shi-Kuan Sun, Yang You, Kevin Plucknett, Hua-Tay Lin. Dense high-entropy boride ceramics with ultra-high hardness // Scripta Materialia, 2019, v. 164, p. 135-139.

4. Joshua Gild, Yuanyao Zhang, Tyler Harrington, Sicong Jiang, Tao Hu, Matthew C.Quinn, William M.Mellor, Naixie Zhou, Kenneth Vecchio, Jian Luo. High-entropy metal diborides: A new class of high-entropy materials and a new type of ultrahigh temperature ceramics // Scientific Reports, 2016, v. 6, # 37946 (10 pp.).

# ПРИНЦИП НАИМЕНЬШЕГО ДЕЙСТВИЯ И ИНВАРИАНТЫ КИНЕТИКИ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ

**Короткевич С.В.**
*РУП «Гомельэнерго», Гомель, Беларусь*
*e–mail: korotsv@tut.by*

Распределение и взаимодействие дислокаций и точечных дефектов в поликристаллическом кристалле под внешними воздействиями происходит в соответствии с энергетической выгодностью или в более широком понимании наименьшего действия [1]. Поля взаимодействующих дефектов распределяют их в соответствии с энергетической выгодностью, о чём наиболее ярко свидетельствует формирование нанодвойников, где снижение энергии поля происходит за счёт его локализации между дислокациями противоположного знака [2]. Кинетика формирования, эволюции и разрушения дефектной структуры поверхностного слоя металла (полос скольжения, НК и СМК структур и т.д.) протекает в соответствии с энергетической выгодностью или в более широком значении в соответствии с принципом наименьшего действия (ПНД) [3].

Методика экспериментов и методы исследования описаны в работе [4].

Общий вид Лагранжиана наименьшего действия для системы частиц (зарядов), формирующих структуру, состоит из суммы лагранжианов, учитывающих члены для свободных частиц (разница между кинетической и потенциальной энергией), взаимодействие частиц с электромагнитным полем и друг с другом, а также член для электромагнитного поля [5]. Очевидно, что точный расчёт Лагранжиана невозможен ввиду большого количества частиц, составляющих дефект, так и элементов дефектной структуры. Тем не менее, в работе [3] приведён общий вид Лагранжиана и уравнение движения (смещения) подрешёток положительных и отрицательных ионов в двух атомном кристалле NaCl.

Выполнение энергетического баланса определяет, что часть энергии расходуется на тепло, работу деформации, поток энергии упругого поля и энергию, определяемую частицами изнашивания. Тогда, исходя из закона сохранения энергии, будет выполняться выражение:

$$E_{внеш} - E_{накоп} = H + M\ , \qquad (1)$$

где $E_{внеш}$ – энергия внешнего воздействия, $E_{накоп}$ – энергия, накопленная материалом в результате этого воздействия, H – энтропия, M – энергия, определяемая массой частиц изнашивания. Энтропия задаётся выражением [6]:

$$H = \frac{\zeta(\nabla \mathrm{T})^2}{\mathrm{T}^2} + \rho\frac{\mathrm{Z}\Sigma}{\mathrm{T}} \pm \frac{\rho}{T^2}([\alpha,\Omega],\nabla T,t) \qquad (2)$$

где ς – теплопроводность, ρ – плотность материала, Z – плотность потока дефектов, Σ – гидростатическое напряжение в зоне образования дефектной фазы, параметры α и Ω характеризуют поток энергии через поверхность. Первое слагаемое в выражении (5) описывает производство энтропии, связанное с выделением тепла. Второе слагаемое в выражении (5) определяет работу потока дефектов при их движении в поле напряжений. Третье слагаемое в выражении (5) описывает поток энергии механического поля кристалла через поверхность.

Энтропия является функцией, описывающей состояние системы. Действительно в повторяющихся 12 циклах упрочнения поверхностного слоя никеля разница энергий ($E_{внеш}$ –$E_{внутр}$) является минимальной в точках соприкосновения графиков функций $E_{внеш}(t)$ и накопленной энергии $E_{накоп}(t)$, изображённых на рис. 1. Формирование нанокристаллических структур (НК) происходит при выходе дислокаций на поверхность и соответственно увеличении плотности дислокаций, что и происходит на максимумах

функции $E_{накоп}(t)$. Очевидно, что формируется неравновесная НК и субмикрокристаллическая (СМК) структура, которая отделяется от поверхности в виде лепестков или частиц изнашивания.

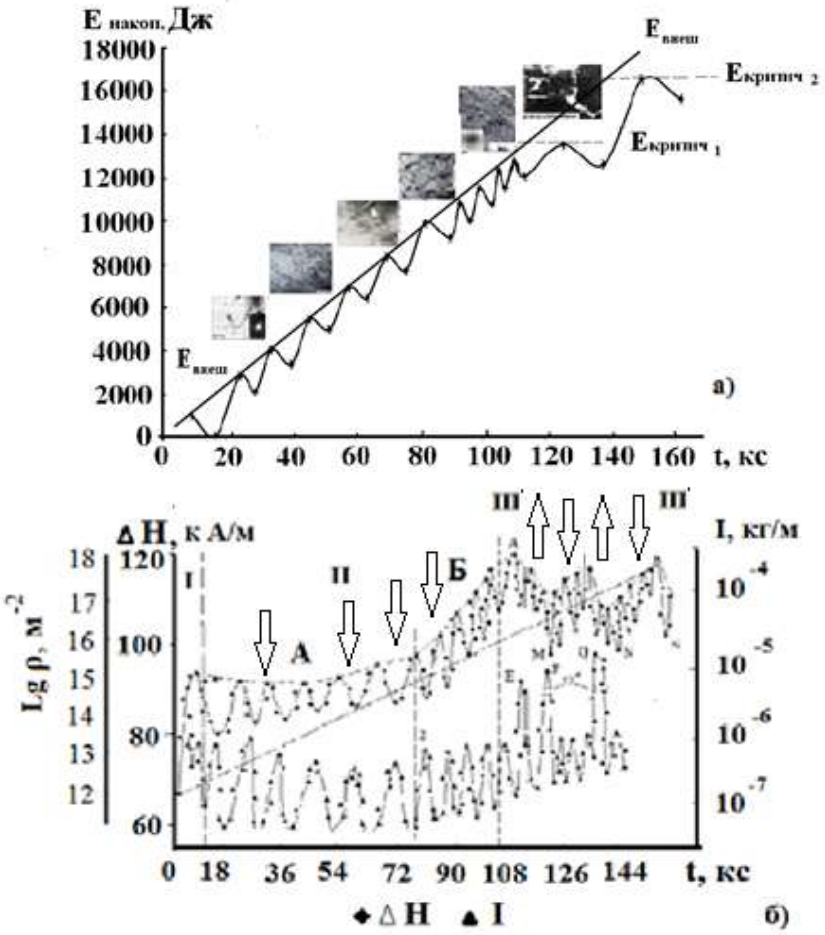



Рисунок 1 – Зависимость кинетики структурных изменений поверхностного слоя никеля при трибонагружении: а) – зависимость энергии внешнего воздействия ($E_{внеш}$) накопленной энергии ($E_{накоп}$) от времени (t), где $E_{критич\ 1}$ и $E_{критич\ 2}$ значения критической энергии для разрушения мезо- и макромасштабного уровня деформации; б) – зависимость уширения линии ферромагнитного резонанса (ΔH), плотности дислокаций (ρ), интенсивности изнашивания (I) от времени (t) трибонагружения

Осуществим количественную оценку энергетического баланса для процессов, изображённых на рисунке 1, исходя из выражения (1). Математическое выражение задаётся выражением (3):

$$H + M = \int_{0}^{160000} (\Delta(E_{внеш}) - \Theta(E_{внутр}))dt \qquad (3)$$

где $\Delta(E_{внеш})$ функция, заданная прямо пропорциональной зависимостью от времени, так как значение $E_{внеш}$ численно равно работе сил трибонагружения, а функция $\Theta(E_{внут})$ задана монотонно возрастающей осциллирующей от времени зависимостью (рисунок 1). Пределы интегрирования изменяются от 0 до 160000 с (рис. 1).Так как определённый интеграл от функции численно равен площади фигуры, ограниченной данной функцией и переделами интегрирования, то численные значения наименьшего действия определялись по площади фигуры, ограниченной сверху прямой линией, а снизу монотонно осциллирующей возрастающей зависимостью (рис. 1, а). В таблице 1 приведена количественная оценка величины минимального действия необходимого для формирования той или иной структуры.

Таблица 1 – Количественная оценка энтропии при формировании той или иной структуры в поверхностном слое никеля при трибонагружении

| Вид структуры | t, $10^3$ с | H+M, – энтропия плюс энергия, определяемая массой изношенных частиц, $10^6$ Дж·с |
|---|---|---|
| Нанокристаллические структуры (НК) | 0,9 | 0,097200 |
| Полосы скольжения | 6,5 | 2,514270 |
| Фрагментированная НК и СМК структура | 108 | 57,828210 |
| Рыхлый и пористый поверхностный слой | 160 | 120,380200 |

Понятие наименьшего действия более широкое, чем энтропия, так как подразумевает наличие инвариантов [1]. Выявлены основные фундаментальные закономерности формирования и кинетики деформационных дефектов на нано-, микро-, мезо- и макромасштабных уровнях пластической деформации поверхностного слоя никеля, что определяет основные механизмы деформации при упрочнении и разрушении поверхности металлов при внешних воздействиях (прокатка, трибонагружение и др.), а именно:

• скорость увеличения ($K_1$) и снижения ($K_2$) плотности дислокаций при трибонагружении определяется предварительно сформированной при закалке или прокатке структурой и разориентировкой внутренних границ раздела, где скорость увеличения плотности дислокаций при упрочнении поверхностного слоя никеля определяет и скорость снижения плотности дислокаций [7]. Выполняется выражение:

$$\frac{K_1}{K_2} = const\,, \tag{4}$$

где $K = \Delta H/\Delta t$ и $0 \le const \le 1$;

• масштабная инвариантность локальной кривизны кристаллической структуры поликристаллического никеля на всех структурных уровнях деформации, начиная от нано- и заканчивая макроуровнем масштабной деформации. Выполняется выражение [8]:

$$\chi_{ij}(10^{-n}\cdot x_1;\ 10^{-n}\cdot x_2;\ 10^{-n}\cdot x_3) = 10^{n}\ \chi_{ij}^{o}(10^{-n}\cdot x_1,\ 10^{-n}\ x_2,\ 10^{-n}\ x_3 \tag{5}$$

где $x_i$ – координаты трёхмерного пространства, $\chi_{ij}^{o}$ – тензор кривизны кристаллической структуры Ni в состоянии после отжига, n = 0, 1, 2, 3.

• здесь необходимо добавить инвариант или условие сплошности материала, установленный и описанный в работе В.Е. Панина [9], а именно:

$$\sum_{i=1}^{N} Rot Ji = 0 \tag{6}$$

где $J_i$ – потоки дефектов на i-м структурно-масштабном уровне. В этих условиях в материале компенсируются все моментные напряжения и кристаллическая решетка сохраняет свою трансляционную инвариантность.

На основании анализа экспериментальных данных разработан инвариантный критерий оценки состояния поверхности раздела металлов при упругом, упруго-пластическом и пластическом контакте. Отношение регистрируемого контактного сопротивления ($R_c$) к сопротивлению исходной металлической поверхности (без смазки и в начальный момент времени трибонагружения), с учётом оксидной плёнки ($R_{ок}$), характеризует состояние поверхности раздела. При этом выполняется выражение:

$$\frac{R_c}{R_{ok}} = const\ , \qquad (7)$$

где const в зависимости от режима трения намного больше единицы (>> 1), больше единицы (> 1), равно единице (= 1), меньше единицы (< 1). Необходимо отметить, что под значениями $R_c$ и $R_{ок}$ подразумеваются средние значения. Разработанный инвариантный критерий лежит в основе запатентованных способов оценки состояния поверхностей сопряжения опор качения и скольжения при эксплуатации. Последнее при определении фактической площади контакта позволяет осуществить количественную оценку нанометровой толщины граничного смазочного слоя и на ранней стадии предотвращать наступление задира сопряжённых поверхностей.

Выполнение энергетического баланса:

$$E_{внеш} - E_{накоп} = H + M\ , \qquad (8)$$

где $E_{внеш}$ – энергия внешнего воздействия, $E_{накоп}$ – энергия, накопленная материалом в результате этого воздействия, H – энтропия, M – энергия, определяемая массой частиц изнашивания и продуктами разрушения.

Выполнение энергетического баланса определяет, что разница энергий расходуется на тепло, работу деформации, поток энергии упругого поля и массу изношенных частиц. Формирование НК структур определяет разница энергий, а не их абсолютные значения. При формировании НК структур величина энтропии снижается. Абсолютное значение энтропии увеличиваются с увеличением времени трибонагружения и развитием процесса разрушения. Анализ количественной оценки показывает, что увеличение абсолютного значения энтропии и энергии, определяемой массой изношенных частиц, происходит в области неравновесной деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ландау Л. Д. Теоретическая физика в десяти томах. Т. 1 Механика / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М.: Наука. – 1988. – 215 с.

2. Орлов, А. Н. Введение в теорию дефектов в кристаллах: [учеб. пособие для вузов по спец. «Физика металлов»] / А. Н. Орлов. – М.: Высш. шк., 1983. – 144 с.

3. Киттель, Ч. Квантовая теория твёрдых тел. – М.: Наука, Гл. ред. физ.-мат. лит., 1967. – 492 с.

4. Пинчук, В.Г. Кинетика упрочнения и разрушения поверхности металлов при трении / В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич // LAP Lambert Academic Publishing. – Saarbrŭcken: LAP, 2014. – 180 с.

5. Ландау, Л. Д. Теоретическая физика : в 10 т. / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М. : Гл. ред. физ.-мат. лит., 1988. – Т. 2 : Теория поля. – 512 с.

6. Панин, В. Е. Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархическая организованная система / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин // Физ. мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 3. – С. 7–26.

7. 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.

8. Korotkevich S.V. Multiscaling of Lattice Curvature of the Nickel, Scientific Research of the SCO Countries: Synergy and Integration: proc. of International Conference, Beijing, PRC, China, 20 April 2022, Part 1: Participants, reports in English, p. 174–182.

9. Панин В. Е. Роль локальных наноструктурных состояний в пластической деформации и разрушении твердых тел / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин, А. В. Панин // Физ. мезомеханика. – 2012. – Т. 15, № 5. – С. 5–18.

# ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ БОР-УГЛЕРОД В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУР

**Баграмов Р.Х.**
*Институт физики высоких давлений РАН им. Л.Ф. Верещагина, Москва, Троицк*
*bagramov@hppi.troitsk.ru, bagramov@mail.ru*

В настоящее время известно, что фуллерены, такие как $C_{60}$ и $C_{70}$, имеют удивительную способность превращаться в плотные высокотвердые и сверхтвердые формы при воздействии высоких давлений и температур. Известно также, что кристаллический бор сам является высокотвердым веществом, а также образует высокотвердые карбиды с другими элементами, например, с углеродом. Не смотря на имеющиеся для системы бор-углерод сведения, исследование взаимодействия фуллерена с аморфным бором остается актуальной задачей.

Взаимодействие аморфного бора и фуллерита $C_{60}$ исследовали при давлениях 2.0 и 7.7 GPa и температурах 600÷1800º С. Для приготовления исходных смесей были выбраны: аморфный бор (округлые частицы размером <2 мкм) и фуллерит $C_{60}$ (99,98% чистоты). Для обработки в условиях высоких давлений и температур использовалась оснастка типа «тороид» и одноосная схема нагружения.

В результате проведенных исследований установлено влияние параметров термобарической обработки на структуру получаемых B-C материалы, определены температуры начала синтеза карбида бора и алмаза, а также последовательность превращений углеродной составляющей.

Установлено, что превращение фуллерита $C_{60}$ при давлении 2.0 GPa, при повышении температуры с 600 до 1800º С, происходит по схеме *$C_{60}$→ разупорядоченный углерод*, а при давлении 7.7 GPa по схеме *$C_{60}$→ разупорядоченный углерод→ алмаз*. При температуре ~800º С при помощи метода рентгеновской дифракции начинают определяться пики карбида бора, значительное уширение которых говорит о том, что эта фаза высокодисперсная и/или значительно разупорядоченная.

Ультразвуковым методом измерены упругие модули образцов, проанализирована их зависимость от структуры. Установлено, что бор-углеродный нанокомпозит синтезированный при относительно низких параметрах 2.0 GPa и ~1000º С, обладает достаточно высокими упругими характеристиками: модулем объемного сжатия B ≈ 75.3–84.0 ГПа, модулем Юнга E ≈ 108–119 ГПа, модулем сдвига G ≈ 43–47 ГПа, при плотности ≈ 2.2 г/см$^3$. Полученные результаты могут быть использованы при разработке новых композиционных материалов.

***Работа выполнена в рамках выполнения НИР «Синтез при высоких давлениях новых материалов, в том числе функциональных наноматериалов и исследование их свойств» ИФВД РАН.***

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ НАНО- И ФЕМТОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

**Колобов Ю.Р.**[1,2]
[1]*ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, г. Черноголовка, Россия*
[2]*Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, г. Москва, Россия*
*kolobov@icp.ac.ru*

Проводится анализ современного состояния проблемы целенаправленного изменения структуры, фазового состава и механических свойств приповерхностных слоев металлов и сплавов (а также их влияния на свойства объемных материалов) на основе литературных данных и, главным образом, результатов опубликованных в последние годы автором (или при его участии) экспериментальных, в том числе проводимых в сочетании с компьютерным моделированием, исследований. Обсуждается возможность достижения воспроизводимых и стабильных в условиях эксплуатации эффектов упрочнения и пластификации рассматриваемых материалов и изготовленных из них изделий [1,2].

Рассматриваются закономерности формирования и эволюции неоднородных, в том числе градиентных, структур в металлических поликристаллах при воздействии импульсными лазерными пучками короткой (нано-) и ультракороткой (фемтосекундной) длительности. Обосновывается положение о том, что в сочетании указанных воздействий с известными методами объемного упрочнения путем термомеханической/механико-термической обработок, взрывного нагружения, воздействия пластической деформацией и современными технологиями поверхностной обработки нанесением ионно-плазменных покрытий, микродуговым оксидированием, ротационной и ультразвуковой ковкой и другими можно достигать синергического эффекта при разработке и создании реализуемых на практике новых технологических процессов модификации физико-химических и механических свойств, как тонких приповерхностных слоев, так и объемных металлических материалов.

Отмечается, что в условиях, отвечающих реализации нагрева и эффектов ударно-волнового воздействия в приповерхностных слоях рассматриваемых материалов, наблюдается (как закономерность) формирование субмикро-, нано- или аморфных структур [3,4]. Специальное внимание отводится рассмотрению влияния модификации указанными выше методами тонких приповерхностных слоев на сопротивление развитию пластической деформации и разрушения образцов рассматриваемых материалов при квазистатическом или циклическом нагружении [2].

Приводятся примеры практического применения новых технологических режимов поверхностной обработки с использованием рассмотренных выше методов.

***Данная работа в части, связанной с исследованием структуры, выполнена при финансовой поддержке Государственного задания FFSG-2024-0018, № государственной регистрации 124020700089-3, в части, связанной с компьютерным моделированием- при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-13-00324).***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kolobov Y. R. Regularities and Mechanisms of Formation of Submicro-, Nano-, and Ultrafine-Grained Structures and Mechanical Properties of Metals and Alloys Under Different Treatments //Russian Physics Journal. – 2018. – Т. 61. – №. 4. – С. 611-623.
2. Kolobov Y. R. et al. Studying the influence of nanosecond pulsed laser action on the structure of submicrocrystalline titanium //Technical Physics Letters. – 2021. – Т. 47. – №. 10. – С. 721-725).
3. Vasily Zhakhovsky, Yury Kolobov, Sergey Ashitkov, Nail Inogamov, Ivan Nelasov, Sergey Manokhin, Victor Khokhlov, Denis Ilnitsky, Yury Petrov, Andrey Ovchinnikov, Oleg

Chefonov, Dmitriy Sitnikov Shock-induced melting and crystallization in titanium irradiated by ultrashort laser pulse // Physics of Fluids. – 2023 - T35. doi: 10.1063/5.0165622.

4. Yu.R. Kolobov, B. S. Bokstein, M.G. Tokmachev, A.O. Rodin, S. S. Manokhin,A.Yu. Tokmacheva-Kolobova, S.V. Ovsepyan Growth of hardening nitride phase particles in a Ni-Co-Cr-Ti alloy during annealing // Letters on Materials. – 14 (1). – 2024. – pp. 62-65.

# ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ГАФНИЯ И МЕДИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ СПЛАВА $Ti_{50,2-x}Hf_xNi_{44,8-y}Cu_y$ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

**Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Поникарова И.В., Бикбаев Р.М., Иванов А.М., Глухов М.Ю., Трофимова М.Е., Базлов А.И.**

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

*e-mail: alekspb@list.ru*

Работа посвящена исследованию влияния концентрации легирующих элементов (Cu и Hf) в сплаве TiNi на изменения параметров мартенситных переходов и электросопротивления при многократном термоциклировании через интервал мартенситных превращений. Сплавы $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ и $Ti_{50,2-x}Hf_xNi_{49,8-y}Cu_y$ (x = 1, и 9.5 ат. %, и y = 1, и 10 ат.%) подвергали пятистам термоциклам через интервалы мартенситных превращений со скоростью 10 °С/мин. Во время термоциклирования измеряли удельное электросопротивление четырёх-зондовым методом. Структуру слитков изучали методами рентгеноструктурного анализа и сканирующей электронной микроскопии.

Установлено, что все сплавы содержат основную фазу, состав которой близок к номиналу, и частицы вторичной фазы типа $Ti_2Ni$, которые расположены по границам дендритных ячеек и их доля не превосходит 2 %. Все сплавы помимо $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{39,8}Cu_{10}$ испытывают B2 ↔ B19′ мартенситное превращение. Сплав $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{39,8}Cu_{10}$ претерпевает B2 ↔ B19 переход.

В сплавах с содержанием гафния 9,5 ат. % увеличение содержания меди привело к снижению температур мартенситных превращений. Так температура окончания обратного перехода составляла 170°С при $c_{Cu}$ = 1 ат%, 123°С при $c_{Cu}$ = 5 ат. % и 75°С при $c_{Cu}$ =10 ат. %. Кроме этого, увеличивается интервал обратного превращения с 40°С в сплаве с содержанием меди 1 ат. % до 75°С в сплаве с $c_{Cu}$ =10 ат. %. При этом интервал прямого перехода ($M_н$-$M_к$) и гистерезис ($A_к$-$M_н$) изменялись с ростом концентрации меди немонотонно. Максимальный гистерезис в 69°С наблюдали в сплаве с содержанием меди 1 ат. %, минимальный 46°С в сплаве с содержанием меди 5 ат. %. С увеличением числа термоциклов, температуры превращений снижались. Наименьшее изменения температур, наблюдали в сплаве с содержанием меди 1 ат. %, в котором температура $A_к$ снизилась за 500 циклов на 33°С, тогда как в сплавах сплаве с содержанием меди 10 ат. % она уменьшилась на 59°С. С увеличением числа термоциклов в сплавах удельное сопротивление возрастало, что указывает на увеличение плотности дефектов.

В сплавах с содержанием гафния 1 ат. % увеличение содержания меди от 1 ат. % до 10 ат. % привело к значительному снижению температур превращения, $A_к$ уменьшилась от 117°С до 65°С. При этом изменился и тип превращения (сплав с 10 ат. % меди испытывает B2 ↔ B19 переход), что привело к значительному уменьшению гистерезиса до 7°С. С увеличением числа термоциклов через температурный интервал мартенситных переходов, в сплаве $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{48,8}Cu_1$ снижались температуры превращений, а электросопротивление возрастало. В сплаве $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{39,8}Cu_{10}$ при термоциклировании наблюдали минимальное изменение температур, так $A_к$ снизилась за 500 циклов на 6°С, а $M_н$ снизилась на 11°С, также незначительным было и увеличение удельного электросопротивления – за 500 циклов в мартенситном состоянии увеличение составило 1,5%, что характерно для данного типа превращения.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 23-19-00280).***

# КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫДЕЛЕНИЯ ЧАСТИЦ W-Ta В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ХРОМА

**Неласов И.В., Манохин С.С., Колобов Ю.Р.**
*Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, г. Черноголовка, Россия*
*e-mail:* nelasov@icp.ac.ru

Известно, термическая стабильность структуры многокомпонентных сплавов контролируется диффузионными процессами. Развиваемое в настоящее время представление о стабилизации структуры многокомпонентных сплавов за счёт высокой величины энтропийного вклада не учитывает того факта, что процессы локального упорядочения в таких сплавах незначительно уменьшают координационную энтропию, снижая при этом потенциальную энергию систем на величины до единиц электронвольт на атом. Коэффициенты диффузии в таких сплавах являются характеристиками, определяющими время локального упорядочения. В настоящей работе на примере двухкомпонентных систем WTa и WCr исследовано влияние атомного упорядочения на величины коэффициентов диффузии. Расчеты на основе межатомных взаимодействий [1] проведены в температурном интервале от 1500 до 3300К для системы WTa и от 1500 до 2200К - для WCr [2]. Методика расчета диффузионных характеристик базируется на предыдущих работах авторов [3-5]. При моделировании использовался программный пакет lammps [6], построение модельных образцов выполнено в пакете программ atomsk [7].

Результаты расчетов показали термодинамическую выгодность формирования частиц WTa в сплаве CrTaW на дефектах его кристаллической структуры (границах зерен и дислокациях) при вполне достаточной диффузионной подвижности для реализации данного процесса. Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии подтвердило результаты расчетов.

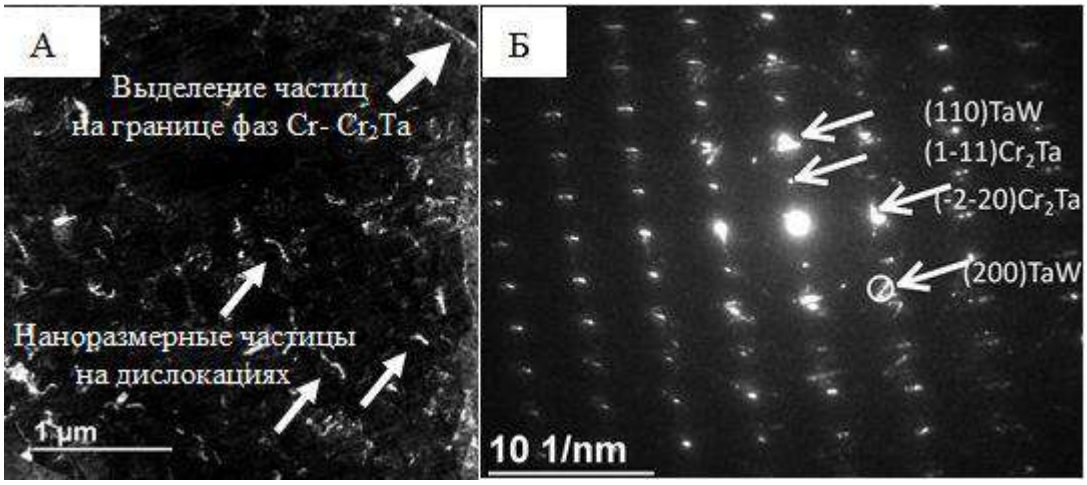



Рисунок – Микроструктура фазы $Cr_2Ta$ образца сплава системы Cr-Ta-W:
А - темнопольное изображение, полученное в рефлексе $(200)_{TaW}$, отмеченном на микродифракции; Б - микродифракционная картина, полученная с области площадью около 0,4 мкм$^2$ в оси зоны фазы $Cr_2Ta$ <112>. Просвечивающая растровая электронная микроскопия

***Данная работа в части, связанной с исследованием структуры, выполнена при финансовой поддержке Государственного задания FFSG-2024-0016, № государственной регистрации 124020500064-2, в части, связанной с компьютерным моделированием- при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-13-00324).***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Y. Chen, J. Fang, L. Liu, W. Hu, N. Gao, F. Gao, H. Deng Development of the interatomic potentials for W-Ta system //Computational Materials Science. – 2019. – Т. 163. – С. 91-99.

2. G. Bonny, N. Castin, J. Bullens, A. Bakaev, T.C.P. Klaver, and D. Terentyev On the mobility of vacancy clusters in reduced activation steels: an atomistic study in the Fe–Cr–W model alloy //Journal of Physics: Condensed Matter. – 2013. – Т. 25. – №. 31. – С. 315401.

3. Lipnitskii A. G., Nelasov I. V., Kolobov Yu R. Molecular dynamics study of grain boundary self-diffusion in hcp and bcc nanocrystalline titanium // Physical mesomechanics. – 2013. – Т. 16. – №. 1. – С. 67-73.

4. Lipnitskii A. G., Maksimenko V. N., Nelasov I. V. Method of molecular dynamics investigation of diffusion in solid solutions with consideration of ordering effects on the example of V50W50 and V90W10 alloys //IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2021. – Т. 1014. – №. 1. – С. 012021.

5. Lipnitskii A.G., Maksimenko V.N., Nelasov I.V., Kartamyshev A.I. Interatomic potential for the simulation of diffusion processes in tungsten //AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing LLC, 2019. – Т. 2167. – №. 1. – С. 020197.

6. Thompson A. P., Aktulga H. M., Berger R., Bolintineanu D. S., Brown W. M., Crozier P. S., Plimpton S. J. LAMMPS-a flexible simulation tool for particle-based materials modeling at the atomic, meso, and continuum scales //Computer Physics Communications. – 2022. – Т. 271. – С. 108171.

7. Hirel P. Atomsk: A tool for manipulating and converting atomic data files //Computer Physics Communications. – 2015. – Т. 197. – С. 212-219.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ ФЕХРАЛЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НЕКАТАЛИТИЧЕСКОЙ КОНВЕРСИИ УГЛЕВОДОРОДНЫХ ГАЗОВ

**Манохин С.С.[1], Неласов И.В.[1], Максименко В.А.[1], Колобова Е.Г.[1], Седов И.В.[1], Колобов Ю.Р.[1,2]**

[1]*ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, г. Черноголовка, Россия*
[2]*Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, г. Москва, Россия*
*manohin@icp.ac.ru*

Методами физического эксперимента в сочетании с компьютерным моделированием проведено исследование диффузионно-контролируемых процессов формирования и деградации структуры приповерхностных слоев сплава фехраль (Fe -21%Cr-4%Al -0.26%Si) в условиях его эксплуатации в качестве материала проволочной матрицы в рабочей камере установки для проведения процесса некаталитической конверсии углеводородных газов при температурах 1000◦C и 1200◦C в течение 30 часов. Для сравнения исследуемый сплав отжигали при 1000◦C на воздухе до 2500 часов. Методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, в том числе с возможностями анализа элементного состава методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, проведены сравнительные исследования микроструктуры, элементного и фазового составов исследуемого сплава в исходном состоянии и после указанных выше обработок. Изучены основные особенности эволюции микроструктуры и фазового состава, а также образования и роста трещин вдоль границ раздела переходной области «матрица-оксид». Обсуждается роль таких трещин в наблюдаемом значительно ускоренном по сравнению с отжигом на воздухе разрушении проволочных матриц в условиях некаталитической конверсии газов.

Определен оптимальный температурный режим эксплуатации проволочной матрицы из исследованного сплава в установке для некаталитической (матричной) конверсии углеродных газов, который должен протекать при температуре не более 1000°C для данного сплава. Обнаружено, что в указанных условиях на поверхности проволочек из исследуемого сплава формируются защитные слои из смеси оксидов алюминия и хрома, которые затрудняют диффузию кислорода в объем материала и связанные с ней процессы преждевременной деградации структуры, и ускоренное трещинообразование. При более высоких температурах формируется пористый поверхностный оксидный слой, содержащий оксидные фазы на основе железа: FeO (вюстит), $Fe_3O_4$ (магнетит), $Fe_2O_3$ (гематит). Такой слой также содержит каверны и трещины, что приводит к деградации матрицы и ускоренному растрескиванию материала. Обнаруженные трещины вдоль границ раздела переходной области «сплав-оксид» могут являться причиной разупрочнения и разрушения проволочных матриц в рассматриваемых условиях.

С применением методов компьютерного моделирования (на примере модельных цифровых двойников железа и алюминия) установлено, что инициирующий трещинообразование проволок из исследуемого сплава процесс окисления с поверхности начинается на дефектах кристаллического строения, в том числе внутренних поверхностях раздела (границах зерен и субзерен). Предполагается, что это стимулирует процесс растрескивания оксидного слоя и металлической проволочной матрицы по границам зёрен.

***Данная работа в части, связанной с исследованием структуры, выполнена при финансовой поддержке Государственного задания FFSG-2024-0016, № государственной регистрации 124020500064-2, в части, связанной с компьютерным моделированием- при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-13-00324).***

# КОРРЕЛЯЦИЯ ЗНАЧЕНИЙ ТВЁРДОСТИ И ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

**Олешко В.С.**
*Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия, oleshkovs@mai.ru*

В производстве и ремонте металлических деталей машин определение значений поверхностной энергии позволяет оценивать и прогнозировать качество многих технологических процессов, например, таких, как пайка, склеивание, нанесение защитных покрытий [1].

Известно [2], что более точное определение значений поверхностной энергии деталей машин, инструмента, наряду с работой выхода электрона, обеспечивает учёт твёрдости их поверхности.

Проанализируем корреляцию твёрдости и значений поверхностной энергии металлов. Свойства металлов, используемые как исходные данные для расчётов, представлены в таблице 1 [3].

Таблица 1 – Исходные данные

| Металл | Твёрдость *HB*, МПа | Поверхностная энергия *E*, Дж/м$^2$ |
|---|---|---|
| Алюминий | 167,00 | 1,140 |
| Бериллий | 1500,00 | 1,558 |
| Ванадий | 628,00 | 1,950 |
| Вольфрам | 2250,00 | 2,800 |
| Железо | 700,00 | 1,900 |
| Золото | 220,00 | 1,336 |
| Кадмий | 160,00 | 1,370 |
| Калий | 0,40 | 0,103 |
| Кобальт | 1200,00 | 1,970 |
| Литий | 5,00 | 0,452 |
| Магний | 300,00 | 0,790 |
| Медь | 450,00 | 1,750 |
| Молибден | 1600,00 | 2,600 |
| Натрий | 0,68 | 0,280 |
| Никель | 600,00 | 1,820 |
| Ниобий | 750,00 | 2,100 |
| Олово | 60,00 | 0,760 |
| Платина | 470,00 | 1,800 |
| Рений | 1300,00 | 2,700 |
| Свинец | 38,00 | 0,560 |
| Серебро | 255,00 | 1,234 |
| Тантал | 1000,00 | 2,380 |
| Титан | 600,00 | 1,700 |
| Хром | 1000,00 | 2,200 |
| Цинк | 412,00 | 1,020 |
| Цирконий | 570,00 | 1,455 |

Представленные в таблице 1 металлы широко используются для изготовления деталей машин.

В результате проведённых исследований получена формула зависимости значений поверхностной энергии *E* металлов от их твёрдости:

$$E=0{,}2102I\cdot HB^{0{,}3269}, \qquad (1)$$

где $l$=1 м – коэффициент пропорциональности, введённый для соблюдения размерности твёрдости и поверхностной энергии; *HB* – твёрдость по Бринеллю, МПа.

Достоверность аппроксимации в формуле зависимости $E=f(HB)$ (1) составляет $R^2$=0,91.

Полученная формула (1) позволяет рассчитать значение поверхностной энергии металлов и сплавов, используемых при изготовлении деталей машин.

Согласно формуле (1) проведён расчёт значений поверхностной энергии некоторых многокомпонентных сталей и сплавов, результаты расчёта представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты расчётов поверхностной энергии сталей и сплавов

| Сплав | *HB*, МПа | Значения поверхностной энергии, Дж/м$^2$ | |
|---|---|---|---|
| | | рассчитанные по формуле (1) | из литературы [4, 5] |
| Д16 | 1200 | 2,1341 | Более 1,800 |
| 30ХГСА | 2290 | 2,6361 | Нет данных |
| Р18 | 2550 | 2,7304 | Более 3,000 |
| ВТ9 | 1550 | 2,3204 | Нет данных |

Как видно из таблицы 2, разработанная формула (1) позволяет оценить значения поверхностной энергии многокомпонентных сталей и сплавов с удовлетворительной точностью.

Выводы:

1. Между значениями поверхностной энергии металлов и их твёрдости существует корреляция.
2. Разработанная формула (1) позволяет проводить расчёт значений поверхностной энергии металлов по значениям их твёрдости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гончаренко В.И., Олешко В.С., Юров В.М. Разработка технологии определения величины поверхностной энергии деталей машин, основанной на измерении контактной разности потенциалов // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума (Минск, 21–25 августа 2023 г.) / Под ред. В.В. Рубаника. Минск: ИВЦ Минфина, 2023. С. 125–127.
2. Goncharenko V.I., Oleshko V.S. Determining the surface energy of tools in the aviation industry // Russian Engineering Research. 2017. Issue 37. Volume 7. С. 628–630.
3. Физические величины. Справочник. Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
4. Чертовских С.В., Семенов В.И., Шустер Л.Ш. Влияние поверхностных энергий контактирующих материалов на триботехнические характеристики // Актуальные направления научных исследований XXI века: теория и практика. 2015. Том 3. № 4-1 (15-1). С. 134–141.
5. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчётов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.

# ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ ВЫНУЖДАЮЩИХ КОЛЕБАНИЙ НА ДВИЖЕНИЕ КРУТИЛЬНОГО МАЯТНИКА С ЭЛЕМЕНТОМ ИЗ СПФ

**Стародубова М.С., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.**
*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
st063188@student.spbu.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) – это функциональные материалы, свойства которых изменяются в зависимости от внешних условий (температуры, предварительной нагрузки и т.д.). Использование этих сплавов в производстве демпферов позволяет повысить устойчивость конструкций и снизить амплитуду колебаний.

При проектировании виброзащитных устройств применяются методы пассивного, полуактивного и активного управления. При пассивном управлении вибрацией используются компоненты с высокой демпфирующей способностью. Полуактивное управление осуществляется путем изменения параметров системы, таких как жесткость, внутреннее трение, изменение температуры (охлаждение/нагрев), использование магнитного поля и др. Активный контроль предполагает физико-механическое воздействие на систему, синхронизированное с колебаниями. Использование СПФ открывает путь для пассивного и полуактивного управления вибрациями. Управляющим фактором при этом является температура, так как ее изменение влияет на механические свойства сплава.

Известны исследования, где была показана возможность управления колебаниями за счет элементов из СПФ [1,2]. В работе [2] выполнен расчет вынужденных колебаний крутильного маятника при разной температуре. Были найдены коэффициенты передачи ускорения для резонансных и нерезонансных частот вынуждающих колебаний при температурах, соответствующих аустенитному, двухфазному и мартенситному состоянию. Было показано, что наиболее эффективно использовать для изоляции от вибраций детали из СПФ в двухфазном и мартенситном состоянии. Однако в этих работах не исследовалось влияние амплитуды вынуждающих колебаний.

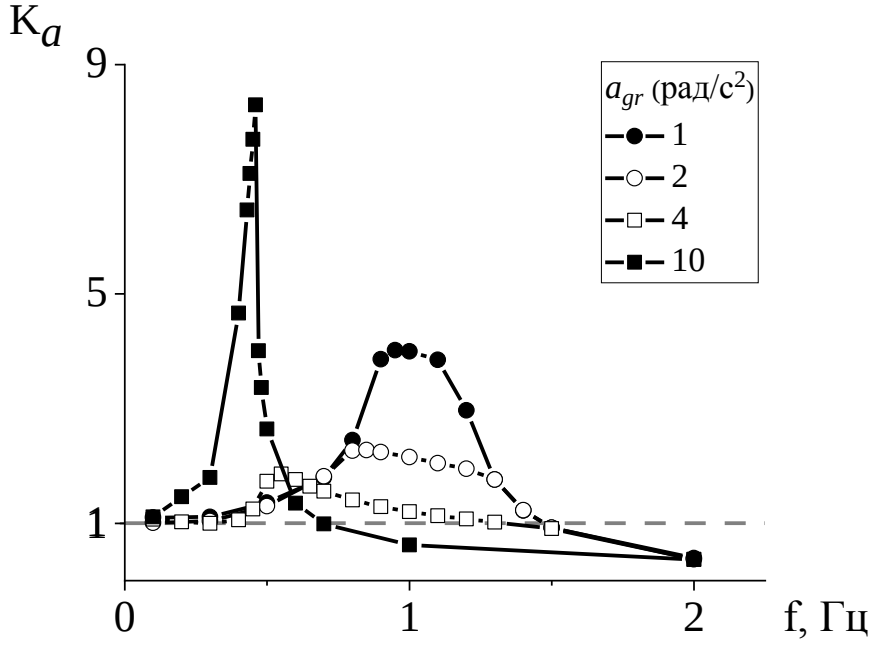



Рисунок 2– Зависимость коэффициента передачи ускорений $K_a = a/a_{gr}$ ($a$ – ускорение балки, $a_{gr}$ – ускорение основания) от частоты колебаний основания при разных значениях $a_{gr}$ для маятника при температуре 293 К

В данной работе выполнен расчет вынужденных колебаний крутильного маятника при разных амплитудах и частотах вынуждающих колебаний. Получена зависимость коэффициента передачи ускорений от частоты колебаний основания для маятника с рабочим элементом, находящимся в мартенситном состоянии (Рис.1). Показано, что резонансная частота колебаний и коэффициент передачи ускорений для элемента из СПФ зависят от амплитуды ускорений вынуждающих колебаний. Резонансная частота колебаний уменьшается с ростом амплитуды ускорений вынуждающих колебаний, а коэффициент передачи ускорений для частот в районе резонанса снижается.

Полученные при помощи микроструктурной модели результаты могут представлять интерес при проектировании реальных виброзащитных устройств на основе сплавов с памятью формы.

***Работа выполнена при поддержке РНФ (проект 23-21-00167).***

[1] Belyaev S. P., Vdovin E. D., Volkov A. E., Voronkov A. V.: "Experimental study and simulation of vibrations in TiNi controlled by periodic martensitic transformations", in: B.H.V. Topping and B. Kumar (eds) (1999)

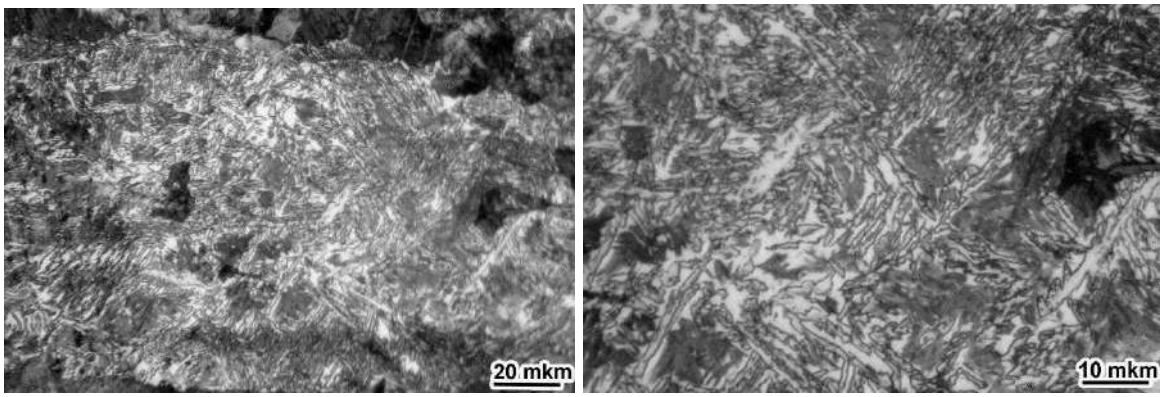
[2] Belyaev S. P., Inochkina I.V., Volkov A. E.: “Modeling of vibration control, damping and isolation by shape memory alloy parts”. Proc. 3rd World Conference on Structural Control (3WCSC) edited by F.Casciati. Wiley, 2003. Vol. 2. P. 779 789.

# СТРУКТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

**Демиров Н.А.[1], Ливанова Н.О.[2], Филиппов Г.А.[2]**
*[1]ОИВТ РАН, г. Москва, Россия*
*[2]ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия*
*e-mail: iqs12@yandex.ru*

Производство современных рельсов осуществляется из непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) высокоуглеродистой рельсовой стали, в которой в зависимости от температурно-скоростных параметров разливки формируется центральная ликвационная зона с повышенным содержанием углерода, легирующих элементов и примесей. Содержание легирующих элементов в центральной ликвационной зоне НЛЗ может превышать их среднее содержание в стали в несколько раз. Известно, что происходит наследование ликвационной зоны при прокатке рельсов и термообработке, что в последствии может приводить к формированию неоднородных сдвиговых структур в отдельных элементах готовых рельсов и развитию процесса замедленного хрупкого разрушения (ЗХР), протекающего во времени под действием напряжения ниже предела текучести стали. Данный вид разрушения характеризуется продолжительным инкубационным периодом при невысоком уровне нагрузок, часто превышающем время роста стабильной трещины. Условия зарождения трещины в значительной степени определяются структурным и напряженным состоянием в зоне локального разрушения. Трещина распространяется с малой скоростью, преимущественно по границам зерен. Разрушение является результатом достижения локальных напряжений критического уровня, приводящих к зарождению микротрещин.

Известно, что в зависимости от химического состава рельсовой стали и технологических режимов непрерывной разливки в структуре исходной НЛЗ и, как следствие, в рельсах могут образовываться мартенситно-бейнитные участки. Если в области головки рельса, такие участки не допустимы в соответствии с требованиями ГОСТ 51685, то в шейке такие мартенситоподобные структуры могут наблюдаться вследствие повышенного содержания углерода и легирующих элементов, наследуемого из осевой зоны НЛЗ (рисунок 1).




а) б)

Рисунок 1 – Аномальные (мартенситоподобные) участки в структуре шейки рельса

Анализ структурного состояния мартенситоподобных участков показал, что оно соответствует низкоотпущенному мартенситу при температурах не выше 200-250 °С.

Таким образом, самоотпуск металла шейки рельса, охлаждаемого после прокатки может приводить к получению в структуре (в случае его образования) низкоотпущенного мартенсита.

Известно, что стали закаленные на мартенсит, обладают повышенной склонностью к замедленному хрупкому разрушению. Отпуск при температурах до 200 °С устраняет это явление и повышает сопротивление хрупкому разрушению низко- и среднеуглеродистых сталей. В связи с этим, представляла интерес оценка влияния

температуры отпуска на склонность высокоуглеродистой рельсовой стали к ЗХР. Как показали исследования, прочностные характеристики и пластичность, а также ударная вязкость металла головки рельса, подвергнутой принудительному охлаждению выше, чем эти же параметры металла шейки. Это следствие грубой неоднородной структуры металла шейки, наследующей химическую и структурную неоднородность центральной области НЛЗ. Высокотемпературный отпуск после закалки обеспечивает рост значений ударной вязкости в шейке рельса.

Для выявления склонности к замедленному хрупкому разрушению в результате формирования закалочных структур в области ликвационной неоднородности проводили испытания на изгиб образцов с острым надрезом с различными скоростями нагружения. Результаты испытаний представлены на рисунке 2.

О степени склонности к ЗХР судили по степени снижения суммарной работы разрушения в результате испытаний с пониженной скоростью деформации. Чем больше это снижение, тем больше склонность стали к ЗХР.

Как следует из полученных результатов, структурное состояние рельсовой стали оказывает влияние как на прочностные свойства, так и на пластичность и параметры сопротивления разрушению. При испытаниях со стандартной скоростью закалка приводит к существенному снижению разрушающего напряжения по сравнению с исходным состоянием. Высокий отпуск после закалки повышает разрушающее напряжение почти в 6 раз. При испытаниях с низкой скоростью нагружения это влияние еще более заметно. При этом разрушение стали в закаленном состоянии происходит в упругой области, что свидетельствует о полностью хрупком механизме разрушения.

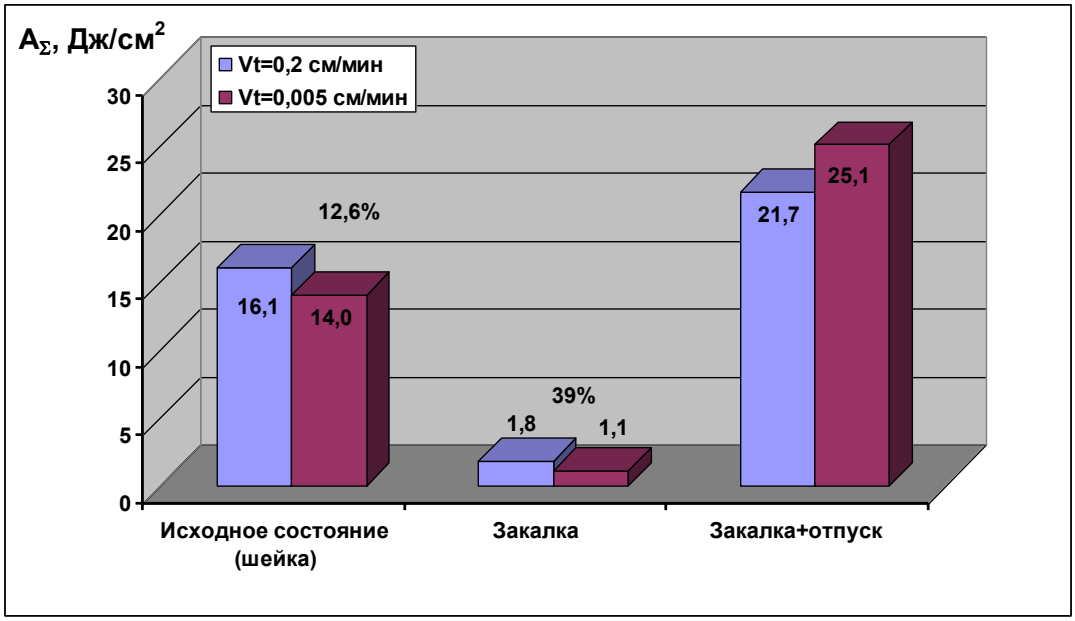



Рисунок 2 – Влияние структурного состояния в шейке рельса на работу разрушения при различных скоростях нагружения

Параметры сопротивления разрушению также зависят от структурного состояния рельсовой стали. Суммарная работа разрушения в исходном состоянии в шейке рельса несколько ниже, чем после закалки и отпуска. В закаленном состоянии наблюдается резкое снижение этих характеристик вследствие преждевременного хрупкого разрушения в результате развития замедленного разрушения.

Уменьшение скорости нагружения приводит к некоторому снижению средней суммарной работы разрушения. В закаленном состоянии влияние скорости нагружения на параметры сопротивления рельсовой стали более существенно.

Отпуск после закалки повышает сопротивление разрушению рельсовой стали. При этом уменьшение скорости нагружения не снижает, а даже несколько увеличивают параметры сопротивления разрушению.

Таким образом, наибольшей склонностью к замедленному хрупкому разрушению обладает сталь в закаленном состоянии со структурой мартенсита. Низкий отпуск снижает, но не устраняет развитие этого явления.

Высокий отпуск устраняет склонность к этому виду разрушения, что является следствием релаксации остаточных микронапряжений. Это подтверждает проведенная оценка уровня остаточных микронапряжений $\Delta a/a$. Отпуск при 500°С уменьшает величину $\Delta a/a$ на 30-40%. Наиболее низкий уровень $\Delta a/a$ наблюдается в стали со структурой перлита(в исходном состоянии).

Таким образом показано, что образование мартенсита в шейке в области ликвационной химической неоднородности в зависимости от ее протяженности, может понижать сопротивление зарождению микротрещин в результате развития замедленного хрупкого разрушения и негативно сказывается на эксплуатационной стойкости рельсов, в особенности дифференцированно-закаленных, шейка которых после прокатки охлаждается на воздухе в потоке стана и, в случае образования, мартенситная структура подвергается самоотпуску. Температура самоотпуска зависит от скорости охлаждения после завершения мартенситного превращения. Поэтому для наиболее полного протекания релаксационных процессов в мартенсите и предотвращения развития замедленного хрупкого разрушения необходимо обеспечить соответствующие температурно-скоростные условия охлаждения.

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

**Романовский Г.Ю., Филиппов Г.А., Чевская О.Н.**
*ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия*
*e-mail: iqs12@yandex.ru*

Одним из эффективных способов управления структурой низколегированной стали является термодеформационная обработка по заданным режимам (контролируемая прокатка- КП). Применение технологии контролируемой прокатки позволяет получать требуемый уровень механических свойств и сопротивления разрушению без проведения окончательной термической обработки.

Достаточно хорошо изучено влияние параметров контролируемой прокатки на свойства конструкционных сталей с феррито-перлитной и феррито- бейнитной структурой. В частности, было подробно исследовано влияние температуры окончания деформации на ударную вязкость и хладостойкость трубных сталей.

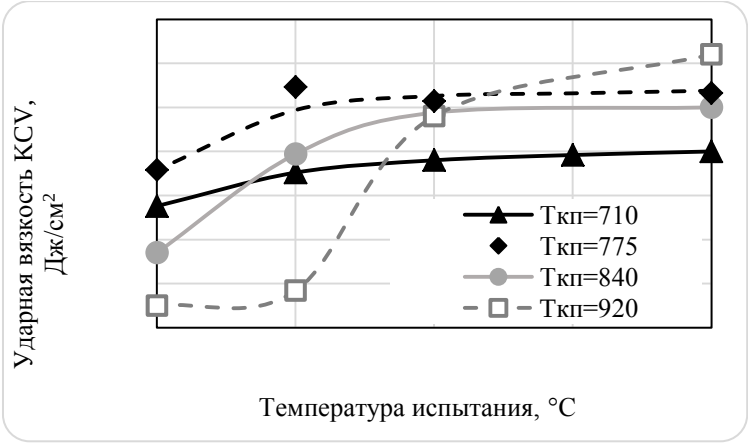
Сверхнизкоуглеродистая мартенситная сталь (СНМ сталь) является высокопрочным материалом легирование которого, позволяет получать закалочную мартенсито-бейнитную структуру при последеформационном охлаждении проката на воздухе. Поэтому исследование влияния режимов деформации на структуру, механические свойства и хладостойкость СНМ стали представляет интерес.

При выборе режимов контролируемой прокатки исходили из возможности повлиять на конечную структуру проката путем варьирования температурного интервала и температуры окончания деформации в чистовой стадии прокатки. Для выяснения факторов, оказывающих значимое влияние на комплекс механических свойств, анализировали полученные результаты с целью установить зависимость свойств проката из СНМ стали от режимов обработки.

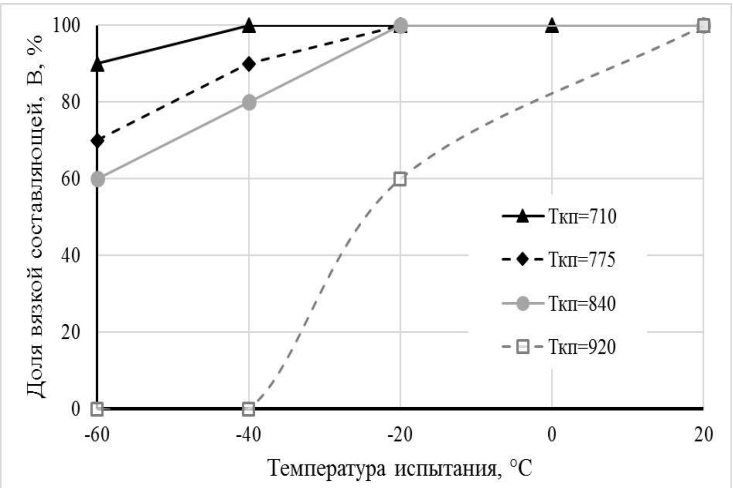
Установлено, что прочностные свойства мало зависят от режима деформации стали: временное сопротивление практически одинаково, предел текучести оказался несколько ниже при температуре окончания деформации 710$^{o}$С. Величина относительного удлинения составляет 20,8-27%, равномерного – 7,2-10,5%. Значения ударной вязкости металла – $KCV^{-20}$: в зависимости от режима деформации составляет 180-257Дж/см$^2$ , $KCV^{-40}$ – 48-273 Дж/см$^2$.

Для выяснения оптимального режима КП было проведено исследование влияния температуры окончания деформации на механические свойства и хладостойкость проката .

На рисунке 1 приведена температурная зависимость ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе ударных образцов изготовленных из проката опытной СНМ стали после различных режимов прокатки.




а




б

Рисунок 1 – Температурная зависимость ударной вязкости (а) и доли вязкой составляющей в изломе ударных образцов (б)

Видно, что самой высокой ударной вязкостью обладает металл, прокатанный при температуре конца прокатки 775°С. При этом самой высокой хладостойкостью обладает металл, прокатанный с температурой окончания деформации 710°С. Температура вязко-хрупкого перехода $T_{80}$ для металла с температурой окончания прокатки при 840, 775 и 710 °С составляет соответственно: -40, -50 и ниже -60°С.

На рисунке 2. показаны значения ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе ударных образцов, испытанных при температуре -40 °С. Видно, что с точки зрения получения одновременно высокой ударной вязкости и хладостойкости для данной стали температура деформации 775°С оптимальна.

Сопоставление изменения величин ударной вязкости KCV и KCT их соотношения в зависимости от температуры конца прокатки показало, что снижение температуры конца прокатки приводит не только к повышению хладостойкости, но одновременно к увеличению доли работы распространения трещины Ар, которая возрастает с 12-15% при Ткп=920°С до 50% при Ткп=775 °С при пропорциональном уменьшении доли работы зарождения трещины Аз.

Как показали исследования микроструктуры одновременно с увеличением доли работы распространения трещины Ар, снижение температуры окончания прокатки привело к пропорциональному уменьшению размера аустенитных зерен в направлении толщины (h): изменение $T_{кп}$ от 920 до 775 °С привело к уменьшению средней величины h и составило 24 и 13 мкм соответственно (рисунок 2).

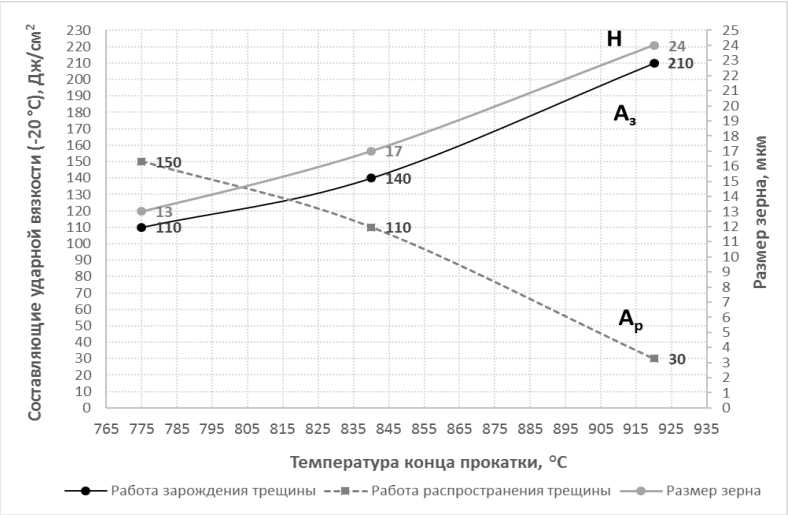



Рисунок 2 – Влияние температуры окончания деформации при КП на соотношение величин составляющих работы разрушения Аз и Ар на поперечный размер зерна аустенита

Таким образом, можно полагать, что большой запас вязкости и хладостойкости проката из СНМ стали связан не только с низким содержанием углерода, но существенно зависит от температуры деформации при КП. Установлено, что повышение трещиностойкости при понижении температуры окончания деформации связано с измельчением структурных составляющих.

# ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$

**Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Тагильцев А.И., Аникеев С.Г., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.**
*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*
anna_eftifeeva@rambler.ru

Сверхэластичность, характеризующаяся обратимой деформацией за счет развития прямого и обратного мартенситного превращения (МП) в циклах нагрузка/разгрузка, наблюдается выше температуры конца обратного МП $A_f$, так как мартенсит напряжений оказывается термодинамически нестабилен в этом температурном интервале. В ферромагнитных сплавах с памятью формы за счет стабилизации мартенсита при старении в мартенсите под нагрузкой (СМН) можно создать условия для развития обратимой деформации в мартенситном состоянии ниже температуры конца прямого МП $M_f$, называемой эффектом ферроэластичности (ФЭ или англ. rubber-like behavior (RLB)) [1]. Поэтому цель данной работы исследовать особенности развития ФЭ в циклах нагрузка/разгрузка в монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ после СМН. Подробно методика СМН вдоль $[110]_{B2}$-направления для исследуемых монокристаллов представлена в работе [2]. Для СМН были использованы монокристаллы закаленные от 1643 К в воду.

В монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ стабилизируется ориентированный вариант мартенсита, в соответствии с нагрузкой приложенной при СМН, который образуется при последующих после СМН циклах охлаждение/нагрев в свободном состоянии и генерирует двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ). Вдоль $[001]_{B2}$-направления ДЭПФ характеризуется растягивающей обратимой деформацией +7,0 %, из которой 4,0 % реализуется со взрывной кинетикой при $M_s$=$M_f$=335 К и $A_s$=$A_f$=360 К [2, 3]. Обратимая деформация в мартенситном состоянии в СМН-монокристаллах была реализована за счет приложения сжимающей нагрузки вдоль $[001]_{B2}$-направления при температуре ниже $A_s$, когда структура образца без нагрузки представляет стабилизированный ориентированный вариант мартенсита.

Установлены закономерности и механизмы изменения обратимой деформации в мартенситном состоянии в СМН-монокристаллах вдоль $[001]_{B2}$-направления при сжатии в зависимости от температуры испытания. Экспериментально показано, что с ростом температуры испытания в интервале от 203 К до T~$A_s$ наблюдается сжимающая обратимая деформация в мартенситном состоянии, которая уменьшается в 1,4 раза от -12,0 % до -8,3 % с ростом температуры испытания

В температурном интервале от 203 К до T~$A_s$=290 К механизмом обратимой деформации является переориентация ориентированного варианта мартенсита под нагрузкой за счет движения двойниковых границ, которая не сопровождается экзо- и эндотермическими процессами, то есть наблюдается ФЭ. Деформация в этом интервале слабо зависит от температуры испытания и составляет -11,4÷-12,0 %, что согласуется с теоретической деформацией при переориентации вариантов мартенсита при сжатии вдоль $[001]_{B2}$-направления. В то время как максимальная теоретически деформация при развитии B2-$L1_0$ МП вдоль $[001]_{B2}$-направления при сжатии составляет -4,6 %, что почти в 3 раза ниже, чем при переориентации мартенсита. Экспериментальные кривые напряжение-деформация при СЭ до СМН и ФЭ после СМН в монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ показаны на рисунке 1. Видно, что СМН приводит к увеличению обратимой деформации в 3,4 раза и уменьшению механического гистерезиса в 2,3 раза при ФЭ (температура испытания $T_t$=203 К), по сравнению со СЭ до СМН (температура испытания $T_t$=298 К).

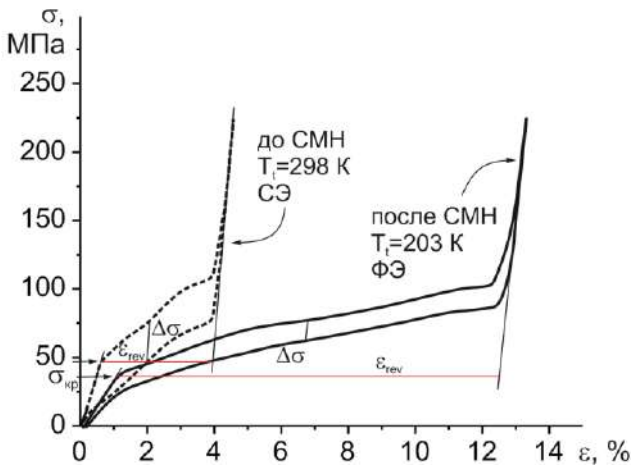



Рисунок 1 – Кривые напряжение-деформация в монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ до и после СМН

С повышение температуры испытания от $M_s$ до $A_s$ при приложении сжимающих напряжений к ориентированному варианту $L1_0$-мартенсита, возникающему после СМН, обратимая деформация развивается стадийно и сопровождается экзо- и эндотермическими процессами при нагрузке/разгрузке, что свидетельствует о развитии МП. При нагрузке развивается обратное $L1_0$-B2 МП на первой стадии, а на второй – прямое B2-$L1_0$ МП. При разгрузке развитие МП происходят в обратной последовательности и наблюдается полностью обратимая деформация. Таким образом, в интервале развития МП исходное состояние без нагрузки представляет ориентированный вариант мартенсит, стабилизированный при СМН, а в нагруженном состоянии – другой вариант мартенсит, который формируется в соответствии со сжимающей нагрузкой вдоль $[001]_{B2}$-направления и приводит к сжимающей деформации. То есть в этом интервале также происходит переориентация мартенсита под нагрузкой, но через обратную последовательность $L1_0$-B2-$L1_0$ МП. В этом интервале обратимая деформация уменьшается в 1,2 раза от -10,2 % до -8,3 %, за счет уменьшения деформации на первой стадии и полного ее исчезновения при приближении к температуре $A_s$.

Итак, за счет стабилизации мартенсита при СМН в монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ расширен интервал развития функциональных свойств до низких температур вплоть до 203 К. Экспериментально получена высокая величина обратимой деформации 12,0 % в сочетании с узким механическим гистерезисом 13 МПа за счет переориентации мартенсита под нагрузкой при ФЭ.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10093, https://rscf.ru/project/23-79-10093/.***

ЛИТЕРАТУРА

1. Otsuka K., Ren X. Mechanism of martensite aging effects and new aspects // Mater. Sci. Eng. A. – 2001. – V. A312. – P. 207–218.

2. Eftifeeva A., Panchenko E., Chumlyako Y., Yanushonite E., Gerstein G., Maier H.J. On the high cyclic stability of the tensile two-way shape memory effect in stress-induced martensite aged $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ single crystals // Mater. Sci. Eng. A. – 2021. – V. 799. – P. 140166.

3. Panchenko E., Eftifeeva A., Chumlyakov Y., Gerstein G., Maier H.J. Two-way shape memory effect and thermal cycling stability in $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ single crystals by low-temperature martensite ageing // Scr. Mater. – V. 150. – 2018. – P. 18–21.

# МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА Al-Mn-Cu-Zr

**Мочуговский А.Г.*, Яковцева О.А., Просвиряков А.С., Емелина Н.Б., Михайловская А.В.**
*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия*
*mochugovskiy.ag@misis.ru

Сплавы на основе алюминия широко используются в авиационной и автомобильной промышленности. Однако традиционные деформируемые и литейные сплавы на основе алюминия не способны удовлетворить требованиям современной промышленности по совокупности свойств. Необходимы высокопрочные легкие материалы для работы при высоких нагрузках и повышенных температурах. Поэтому упрочнение сплавов на основе алюминия является актуальной научной проблемой, обусловленной соответствующими производственными требованиями. Перспективным способом упрочнения алюминиевых сплавов является создание аномально пересыщенных переходными металлами твердых растворов на основе алюминия с последующим их распадом и формированием наноразмерных частиц интерметаллидных фаз. Увеличение растворимости в твердом состоянии может быть достигнуто за счет технологии механического легирования (МА). Интенсивная пластическая деформация, происходящая при МА, обеспечивает формирование наноразмерной структуры и высокой плотности дефектов решетки, что способствует диффузии и растворению элементов. Для создания объемных нанокристаллических материалов механически легированные порошки подвергают консолидации при воздействии давления и повышенных температур.

В текущем исследовании сплав Al-7,7%Mn-3,2%Cu-4,9%Zr (мас.%) был обработан методом механического легирования (МА) и последующего спекания методом горячего прессования. Изучены микроструктура, фазовый состав и механические свойства гранул после МА и консолидации. При механическом легировании наблюдалось растворение в алюминии Mn, Zr, Cu с дальнейшим выделением фазы $Al_6Mn$. Добавление стеариновой кислоты способствовало растворению Mn и выделению вторичной фазы $Al_6Mn$ при в процессе размола, но приводило к образованию гидрида циркония $ZrH_2$, который снижает содержание растворенного Zr и уровень микротвердости. Для сплава, обработанного без стеариновой кислоты максимальное содержание растворенного Mn составляли ~ 5 мас.% после размола в течение ~ 10 часов. Размер зерна при этом составил ~16 нм, микротвердость ~530 HV. Отжиг и спекание гранул при температурах 350-375°C приводили к выделению фаз $Al_6Mn$, $L1_2$-$Al_3Zr$, $Al_2Cu$, а при 400-450°C дополнительно выделялась фаза $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Спекание при 450 °C обеспечило низкую долю пористости ~1,5 %, предел текучести при сжатии 1100 МПа и предел прочности при сжатии 1200 МПа, деформацию при разрушении 0,5 % при комнатной температуре. При испытании на сжатие при 350 °C предел текучести составил 380 МПа, предел прочности 440 МПа и деформация при разрушении 3,5%.

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

# ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДИАМАНА МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

**Мурзаев Р.Т., Полякова П.В.**
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
*mur611@mail.ru*

Современные функциональные материалы - это тонкие двумерные материалы с бесконечной тонкой длиной и атомарной толщиной. Они отличаются физико-механическими свойствами и химической активностью, что вызывает большой интерес к ним. Они имеют большой потенциал для применения в электронике, оптоэлектронике, сенсорах и других областях. Одним из таких уникальных материалов является диман. Диман состоит из двух слоев графена, связанных между собой ковалентной связью, и может быть покрыт атомами водорода, фтора или хлора. Его также можно представить как двумерную алмазоподобную структуру. По сути, это тонкая алмазная пленка, которая может унаследовать уникальные физические и механические свойства алмазных пленок.

На сегодняшний день существует немного работ, посвященных исследованию физических и механических свойств димана, в то время как работы, посвященные исследованию графена и графеновых трубок, весьма впечатляющи. Работы, посвященные исследованию теплопроводности в димане, выполнены в основном на основе первопринципных расчетов. Поэтому данная работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики коэффициента теплопроводности димана в широком диапазоне температур, удельной теплоемкости димана и механических свойств.

Расчеты тепловых и механических свойств проводились с использованием программного пакета LAMMPS и межатомного потенциала AIREBO. В качестве начальных структур были выбраны две базовые конфигурации диамана: D-AA и D-AB.

Исследования коэффициента теплопроводности и теплоемкости диамана были проведены в широком интервале температур от 100 до 1000К. Результаты исследований показали, что тепловые характеристики диамана не имеют значительного отличия от конфигурации диамана AA или AB, но характерно отличаются от значений других углеродных материалов, таких как графен, алмаз и графит. Коэффициент теплопроводности диамана с ростом температуры монотонно уменьшается, как и для большинства материалов. Коэффициент теплоемкости на всем температурном интервале имеет более или менее постоянное значение, без характерных участков падения и роста значения.

Изучение механических свойств диамана включало исследование предела прочности, констант упругости и модуля Юнга. Данные показатели также имеют высокие значения, как у графена и алмаза, но не в значительной степени уступают им. Предел прочности диамана имеет значение выше 15%, что значительно выше, чем у многих металлов.

В качестве заключения отметим, что диаман имеет высокие значения тепловых и механических характеристик, хотя и уступает графену и алмазу. Однако, в отличие от них, этот материал обладает полупроводниковыми свойствами, что открывает перед ним перспективы использования в области электроники.

***Исследование выполнено при поддержке гранта РНФ № 20-72-10112-П и Государственным заданием ИПСМ РАН (молодежная лаборатория)***

# ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

**Тувалев И.И., Мурзаев Р.Т.**
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,*
*illumnus102@gmail.com*

В сравнительно недавнем времени были получены новые углеродные сотовые структуры. Они представляют собой графеновые соты, которые были получены осаждением сублимированного в вакууме графита [1]. Данные аллотропные структуры получены на основе данных низкотемпературной электронографии и электронной микроскопии. Эти структуры могут быть как периодическими, так и случайными и строятся исключительно из $sp^2$ связанных атомов углерода. Подобные структуры можно рассматривать как трехмерный графен. Они демонстрируют хорошее поглощение различных газов, недостижимые в других формах углерода, таких как фуллериты или нанотрубки. Эти сотовые конструкции можно использовать не только для хранения различных газов и жидкостей, но и в качестве матрицы для новых композитов, о чем прямо говорили экспериментаторы в своих работах.

Целью данной работы является изучение стойкости и механических характеристик нанокомпозита, состоящего из никеля и ячеистой графеновой структуры. В рамках данной работы с использованием метода молекулярной динамики проведено исследование прочности данного углеродной сотового композита при сжатии и растяжении и сравнение с чистым кристаллом никеля.

Для молекулярного динамического моделирования был использован широко распространенный и хорошо известный в сообществе вычислителей программный пакет LAMMPS (Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator) [2-4], обладающий высокой универсальностью и гибкостью в области молекулярного динамического моделирования. Таким образом, в этой исследовательской работе были подготовлены две исходные структуры: кристалл чистого никеля и композитная структура, представляющая собой углеродную сотовую структуру, заполненную никелем. Для обеспечения сопоставимости результатов, размеры композита и кристалла никеля были максимально приближены. Исходная ячеистая структура композита была сформирована из графеновых пластин, объединенных с использованием sp2 гибридизации под углом 120 градусов, что показано на рисунке 1:

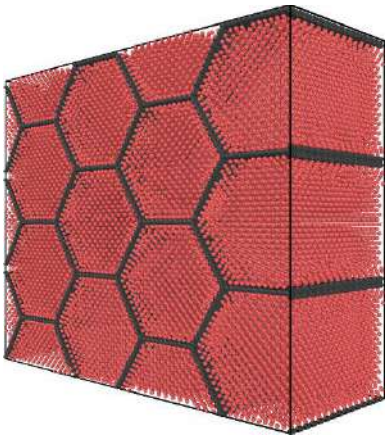
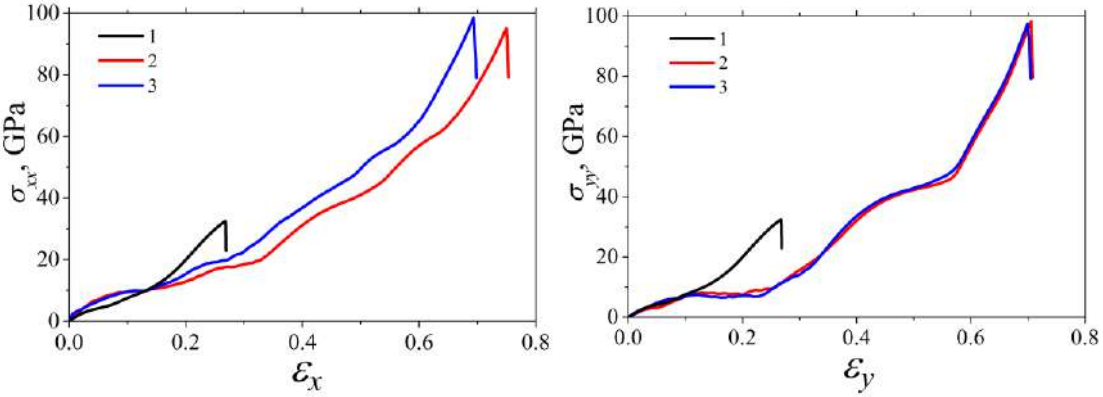


Рисунок 1 – Исходная ячеистая структура композита. Черным на рисунке 1 показаны атомы углерона, красным – атомы никеля

Структура была простроена аналогично углеродным структурам ("honeycomb graphene aerogel"), которые были изученным и полученным экспериментально в более ранних работах [5-7]. Поры в этой ячеистой структуре были заполнены кристаллами никеля таким образом, чтобы обеспечить минимальное напряжение между атомами

углерода и никеля, при этом расстояние между стенкой графеновой ячейки и ближайшим слоем металла составило не менее 1.8 Å. Для моделирования использовались эмпирические потенциалы из библиотеки LAMMPS. На всех этапах вычислительного эксперимента использовалась расчетная ячейка с периодическими граничными условиями во всех трех направлениях, а временной шаг при моделировании составил 1 фс. Для подготовки структур к последующему растяжению исходные структуры были подвергнуты процессу глубокой релаксации при температуре 0 K до достижения минимальных напряжений на стенках расчетной ячейки. Моделирование растяжения проводилось с использованием одноосной деформации, при этом ячейка моделирования менялась со скоростью $5^{-3}\ \frac{\text{Å}}{\text{пс}}$. Во время моделирования растяжения также был применен изотермически-изобарический ансамбль для поддержания температуры на уровне 0 K и давления на уровне 0 Па на стенах ячейки моделирования.

Начальные стадии релаксации демонстрируют способность никеля к структурной адаптации. Он переходит от исходной ГЦК-решетки к более аморфному состоянию рядом со стенками графена. Далее структура подверглась одноосному сжатию, результаты которых представлены на рисунке 2:




а) б)

Рисунок 2 **–** Зависимость напряжения от деформации при растяжении (а) вдоль направления кресло (X), и (б) вдоль направления зигзаг (Y) для трех исследуемых структур.

На рис. 2 изображены графики зависимости напряжения от деформации для трех исследуемых структур для растяжения вдоль направления кресло (а) и зигзаг (б). Черной линией показана кривая напряжение-деформация для чистого никеля, красной линией – для структуры композита после релаксации, синей линией – для структуры композита, после сжатия. Кривая во всех трех случаях меняется нелинейно до предела текучести. Имеются моменты, когда на растяжение композит отвечает изменением своей структуры, что отражается в уменьшенном росте напряжений.

Композит растягивался вдоль направления оси X, по хиральности “кресло”, и вдоль направления оси Y, что соответствует хиральности “зиг-заг”. Видно, что композит демонстрирует существенное увеличение прочности по сравнению с чистым кристаллом никеля. Увеличение характеристик можно объяснить следующими ключевыми моментами, которые различают однокомпонентный материал и композит:

Во-первых, никель и графен имеют высокую силу взаимодействия.

Во-вторых, обычно, в поликристаллах при деформации есть зернограничные проскальзывания, однако, в данной ситуации, в следствии экранировки каждого зерна никеля сотовой зоной графена, данного проскальзывания нет.

В-третьих, в композит в процессе деформации вне зависимости от хиральности, вдоль которого идет деформация, демонстрирует перестроение своей структуры.

Различия так же есть и в зависимости от направления, вдоль которого идет деформация. Очевидно, что направление “зиг-заг” имеет превосходство над

направлением “кресло” за счет того, что имеется больше моментов для перестроения структуры, в котором идет замедленный рост напряжений.

Результаты данного исследования показывают, что кристалл никеля перестраивает свою решетку при взаимодействии со стенками углеродной сотовой структуры. Атомы композита углеродной сотовой структуры и никеля находятся в равновесии после релаксации, что свидетельствует о том, что композит устойчив, а его форма и структура не разрушится.

Композит демонстрирует существенное превосходство механических характеристик над однокомпонентным кристаллом никеля, а поведение структуры в процессе деформации сопоставимо с работами [8,9].

***Исследование выполнено в рамках гранта РНФ № 20-72-10112-П***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Krainyukova N. V., Zubarev E. N. Carbon honeycomb high capacity storage for gaseous and liquid species //Physical review letters. – 2016. – Т. 116. – №. 5. – С. 055501.
2. https://www.lammps.org/
3. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics //Journal of computational physics. – 1995. – Т. 117. – №. 1. – С. 1-19.
4. Thompson A. P. et al. LAMMPS-a flexible simulation tool for particle-based materials modeling at the atomic, meso, and continuum scales //Computer Physics Communications. – 2022. – Т. 271. – С. 108171.
5. Strength and Deformation Behavior of Graphene Aerogel of Different Morphologies Baimova, J.A. , Shcherbinin, S.A. Materials, 2023, 16(23), 7388
6. Zhang, Z.; Kutana, A.; Yang, Y.; Krainyukova, N.V.; Penev, E.S.; Yakobson, B.I. Nanomechanics of carbon honeycomb cellular structures. Carbon 2017, 113, 26–32.
7. Pang, Z.; Gu, X.; Wei, Y.; Yang, R.; Dresselhaus, M.S. Bottom-up Design of Three-Dimensional Carbon-Honeycomb with Superb Specific Strength and High Thermal Conductivity. Nano Lett. 2016, 17, 179–185
8. Baimova J. A., Shcherbinin S. A. Strength and Deformation Behavior of Graphene Aerogel of Different Morphologies //Materials. – 2023. – Т. 16. – №. 23. – С. 7388.
9. Safina L. R., Baimova J. A., Mulyukov R. R. Nickel nanoparticles inside carbon nanostructures: Atomistic simulation //Mechanics of Advanced Materials and Modern Processes. – 2019. – Т. 5. – №. 1. – С. 1-11.

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОГО НАНЕСЕНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ НА КРЕМНИЕВЫХ СТРУКТУРАХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ДИОКСИДА ОЛОВА

**Комаров Ф.Ф., Пузырев М.В., Мильчанин О.В., Роговая И.С.**
*Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем имени А.Н. Севченко», Минск, Беларусь, ira.rogovaya.99@mail.ru*

Диоксид олова ($SnO_2$) обладает рядом специфических и уникальных свойств, что делает этот материал пригодным для различных применений [1]. Его часто используют для изготовления проводящих покрытий на солнечных элементах и других оптоэлектронных устройствах, поскольку он является широкозонным полупроводником, оптически прозрачным в видимом диапазоне длин волн. Поверхность зерен в пленках $SnO_2$ обладает высокими абсорбционными свойствами и реакционной способностью, что обусловлено наличием в зоне проводимости свободных электронов, а также кислородных вакансий. Поэтому нанокристаллические пленки диоксида олова чувствительны к присутствию в окружающей атмосфере различных органических и некоторых биологических молекул. Газочувствительные слои $SnO_2$ широко используются при изготовлении датчиков контроля ядовитых и горючих газов [2]. Известно, что оптические, электрофизические и сенсорные свойства $SnO_2$ сильно зависят от его структурно-фазовых характеристик, что, в свою очередь, связано с условиями его формирования: тип подложки, метод осаждения, температура и среда отжига.

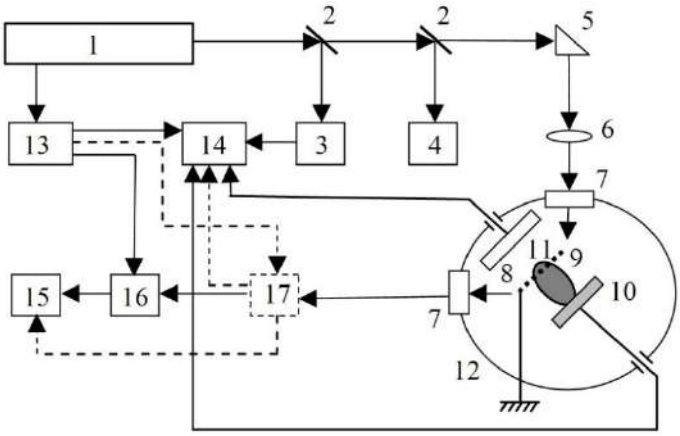
В данной работе, впервые, был использован метод лазерно-плазменного нанесения слоя олова на кремний и структуры $SiO_2$/Si в сочетании с последующей двухстадийной термообработкой для формирования тонкого нанокристаллического слоя диоксида олова. К преимуществам лазерно-плазменного метода нанесения нанопокрытий можно отнести высокую стерильность, возможность получить плазму из любого вещества, гарантированную воспроизводимость режимов при осаждении покрытий, что позволяет контролировать их состав и структуру [3,4].

Для воздействия на мишень использовался импульсный YAG: $Nd^{3+}$ лазер LS-2137 фирмы Lotis – TII (Беларусь-Япония) с длиной волны λ=1064 нм и длительностью импульса на полувысоте τ ~ 20 нс. Частота следования лазерных импульсов составляла 5 Гц, плотность мощности воздействующего лазерного излучения на мишень составляла $3{,}8\cdot10^{8}$ Вт/см$^2$. Мишень была изготовлена из технически чистого олова. Она устанавливалась под углом 45° к оси лазерного луча. В качестве подложек использовались: оптически прозрачная кремниевая пластина (полированные лицевая и обратная стороны) и структура $SiO_2$(100 нм)/Si. Эксперимент проводился в вакууме при давлении остаточных газов ~ $10^{-4}$ Па. Мишень вращалась со скоростью 2 об/мин, чтобы предотвратить образование глубокого кратера на поверхности мишени, что могло сказаться на пространственной форме эрозионного факела. Расстояние между подложкой и мишенью составляло 12 см. Сетка для отсекания потока электронов располагалась на расстоянии 6 см от поверхности мишени, прозрачность сетки составляла 90 %. Длительность нанесения пленок олова на различные образцы проводилась в течение 30-60 минут. Схема эксперимента изображена на рис. 1.

Поскольку слои металла после нанесения лазерно-плазменным методом имеют, как правило, аморфную структуру без дополнительного теплового воздействия на мишень, то после нанесения проводился двухступенчатый отжиг. Температура плавления олова 231,90 ℃, поэтому первый режим отжига при температуре 200 ℃ использовался для насыщения нанесенной пленки кислородом и формирования оксидных фаз (при температурах выше 160 ℃ олово эффективно окисляется на воздухе), которые имеют более высокую температуру плавления. Вторая ступень отжига при 500℃ был использован для перевода окисленных слоев в кристаллическое

состояние. Отжиг проводился на воздухе в печке SNOL8.2/1100 в двух режимах: 200 °С, 120 минут + 500 °С 120 минут.

Топологические и структурно-фазовые характеристики оксидного слоя олова исследовались методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии на просвечивающем микроскопе Hitachi H-800 с растровой приставкой Hitachi H-8010. Оптические спектры (отражения, пропускания) снимались с помощью спектрометра Lambda 1050WB.




1 – лазер; 2 – светоделительные пластины; 3 – фотодиод; 4 – измеритель энергии; 5 – призма полного внутреннего отражения; 6 – линза; 7 – окна; 8 – подложка; 9 – сетка; 10 – мишень; 11 – плазменный факел; 12 – вакуумная камера; 13 – блок синхронизации; 14 – осциллограф; 15 – ЭВМ; 16 – фотокамера на основе ПЗС; 17 – спектрометр

Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки для осаждения наноразмерных металлических пленок методом лазерно-плазменного нанесения

В результате структурных исследований было установлено, что слой олова после нанесения имеет высокую степень однородности толщины по большой площади подложек. Не было обнаружено капельной фракции на поверхности образцов. Пленки имели аморфную структуру. После термообработки зарегистрировано формирование нанокристаллической фазы $SnO_2$ для двух типов подложек: Si и $SiO_2$/Si. На рис. 2 представлены результаты структурных исследований.

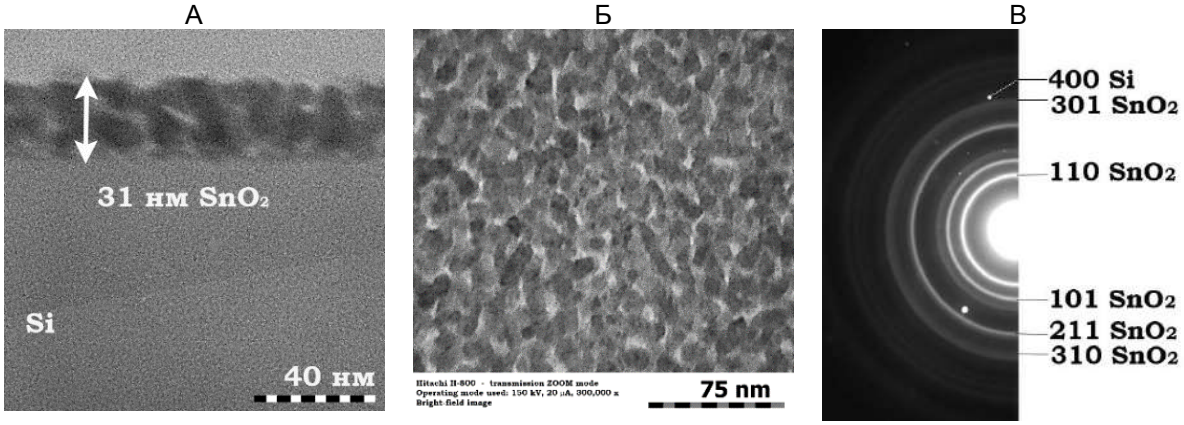



Рисунок 2. – ПЭМ-микрофотографии поперечного (А) и планарного (Б) сечений структуры $SnO_2$/Si. В – картина электронной дифракции от слоя $SnO_2$

Толщины слоев $SnO_2$ составляли от 20 до 40 нм в зависимости от длительности нанесения. Можно отметить, что при использовании в качестве подложки пластины кремния структура пленки $SnO_2$ была более совершенная: ограненные кристаллики со средним размером 5-10 нм (рис.2, Б). Детальный анализ картин электронной дифракции показал, что кристаллическая структура слоя $SnO_2$ соответствует тетрагональной сингонии с пространственной группой $P4_2/mnm$ (рис.2, В).

На рис.3 представлены результаты оптических исследований сформированных структур: Si, Sn/Si, $SnO_2$/Si. Спектры отражения и прохождения были измерены, а спектр поглощения рассчитывался по формуле: $A = 100\% - T - R$ (где A – поглощение, T - прохождение, R - отражение).

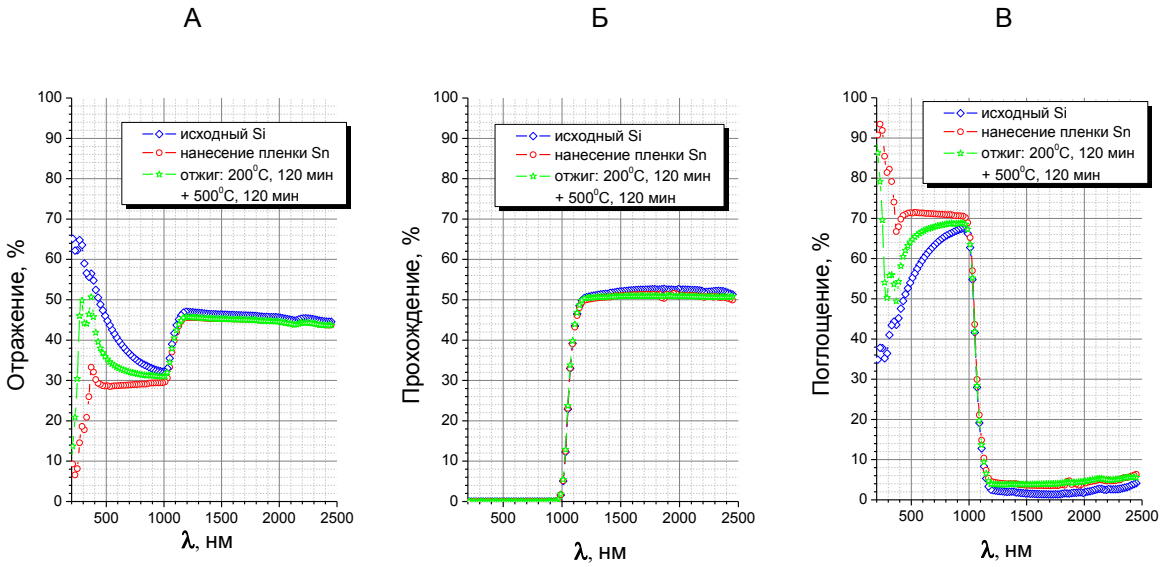



Рисунок 3 – Оптические спектры отражения (А), прохождения (Б) и поглощения (В) от структур: Si, Sn/Si, $SnO_2$/Si

Пленки аморфного олова и нанокристаллического диоксида олова практически полностью (98%) прозрачны в ближнем ИК-диапазоне. В ультрафиолетовом и видимом диапазонах за счет поглощения прозрачность слоя $SnO_2$ составляет порядка 80%.

Таким образом, в работе показана принципиальная возможность использовать метод лазерно-плазменного нанесения тонких слоев олова на кремниевые структуры с последующим двухстадийным отжигом для формирования качественных с точки зрения структуры (высокая однородность по толщине, гомогенность размеров зерен) прозрачных слоев нанокристаллического диоксида олова.

1. Wang H., Rogach A.L. Hierarchical $SnO_2$ Nanostructures: Recent Advances in Design, Synthesis, and Applications // Chemistry of Materials. – 2014. – vol. 26. – P. 123–133.

2. Gorley P.M., Khomyak V.V., Bilichuk S.V., Orletsky L.G., Horley P.P. and Grechko V.O. SnO2 Films: formation, electrical and optical properties. Materials Science and Engineering, 2005, v. 118, p. 160 – 163.

3. Pulsed laser deposition of thin films / Ed.: R. Eason. – Hoboken, New Jersey: Wiley-Interscience, 2007. – 682 p.

4. Напыление металлических пленок лазерным методом / В. К. Гончаров [и др.] // Вестник Белорусского государственного университета. Серия 1. Физика. Математика. Информатика. – 2013. – № 3. – С. 50–55.

# ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ НАКЛОННЫХ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ ТРЕЩИН ПРИ МНОГО И МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИЯХ С УЧЕТОМ НЕОДНОРОДНОСТИ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА

**Макаренко И.В., Макаренко Л.В.**
*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, Россия, Москва*
*I.V.Mecakarenko@Yandex.ru*

Расчетно-экспериментальными и численными методами исследованы закономерности процесса и параметров роста поверхностных разноориентированных полуэллиптических трещин при циклическом и малоцикловом нагружениях. В рамках первой модели разрушения дана сравнительная характеристика их формоизменения как для упругих, так и для развитых упругопластических деформаций в вершинах трещин с учетом физико-механических свойств материала.

Определение запасов прочности и надежности ответственных конструкций и их элементов связано с исследованием наличия и развития в них дефектов типа трещин с учетом напряженно-деформированного состояния исследуемых объектов. Существенный интерес исследования процессов упругого и упругопластического деформирования и разрушения конструкционных материалов обусловлен тем, что много важных задач при определении параметров повреждаемости соответствующих элементов оборудования требует более точного аргументирования деформационных, прочностных и эксплуатационных характеристик в связи с дефектностью материала.

Для широкого класса аустенитных сталей при плоской деформации, согласно [1-3], отношение малой $b^*$ и большой $a^*$ полуосей эллипса записывается эмпирическим уравнением.

$$\left\{b^*/a^*, \widetilde{K}_{I\varphi}, \widetilde{K}_{I\varphi e}\right\} = f(B_i, \sigma_{bi}/\sigma_{Ti}, b/t, w).$$

Где: $t$- толщина образца; $\sigma_{bi}$, $\sigma_{Ti}$ - соответственно локальные пределы прочности и текучести материала в $i$ – зоне, $w$ – параметр объемности напряженно деформированного состояния, $w$=1- для плоского деформированного состояния, параметры $B_i$ – константы для рассматриваемого сталей, $\widetilde{K}_{I\varphi} = K_{I\varphi=\pi/2}/\,K_{I\varphi=0}$, $\widetilde{K}_{I\varphi e} = K_{Ie\varphi=\pi/2}/\,K_{Ie\varphi=0}$, $K_{Ie\varphi=\pi/2}$, $K_{Ie\varphi=0}$, $K_{I\varphi=\pi/2}$, $K_{I\varphi=0}$ - соответственно коэффициенты интенсивности деформаций и напряжений в самой глубокой и поверхностной точках трещины.

На основе полученных экспериментальных результатов и проведенных численных расчетов изучены особенности распределения и проведен анализ влияния механических свойств материала на кинетику напряженно деформированного состояния при формоизменении наклонных поверхностных полуэллиптических трещин как линейных, так и нелинейных граничных условиях нагружения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Махутов Н.А.. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. - Новосибирск, «Наука»,- - 2005, - 1110с.

2. Makhutov N.A., Makarenko I.V., Makarenko L.V. Particularities a micro-mechanism of cycle elastic-plastic fracture and damage. Works of the International Conference. “In-service damage of materials, its diagnostics and prediction”. Ternopil Ivan Pul’uj State Technical University, Ukraine. September 21 – 24, - 2009- 96 – 102 p.

3. Makhutov N.A., Makarenko I.V. and Makarenko L.V. Paths of the semi-elliptical inclined surface cracks under complex low-cycle loading. // 2452-3216 © 2021, Procedia Structural Integrity, - 2022, - Vol. 39, No. , pp. 266–272.

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД МЕТОДАМИ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

**Кочанов А.Н.[1], Бунин И.Ж.[1], Тюрин А.И.[2]**
[1]*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В.Мельникова Российской академии наук, Москва, Россия,*
*kochanov@mail.ru*
[2]*НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,*
*tyurinalexander@yandex.ru*

Методы микро – и наноиндентирования позволяют изучать закономерности деформационного поведения на разных масштабных уровнях, варьируя нагрузку, глубину, время и другие параметры нагружения. Это делает их все более популярными для определения механических свойств широкого класса материалов, как однородных, так и гетерогенных, включая полимеры, керамику, металлы, конструкционные материалы, минералы, горные породы и др. [1]. Следует указать, что стандарты определяют наноиндентирование как испытание, проводимое при глубине внедрения индентора h < 200 нм; микроиндентирование - как испытание, проводимое с силой вдавливания P < 2Н при h>200 нм и макроиндентирование как испытание, проводимое с усилием от 2Н до 30кН. Применительно к горным породам этот метод для оценки их механических свойств с использованием современного оборудования и программного обеспечения является относительно новым [2-3].

В настоящем докладе представлены результаты экспериментальных исследований свойств горных пород методом микро- и наноиндентирования, которые дополняют ранее выполненные испытания [4-8]. В таблице 1 приведены результаты испытаний по определению твердости и модуля Юнга для различных пород при заданной глубине проникновения индентора (квазистатический метод) с использованием прибора Наноиндентометр G200 (MTS NanoInstruments, США). Следует отметить существенный разброс значений параметров твердости и модуля Юнга для песчаника и доломита, что, по всей видимости, связано с их структурными особенностями.

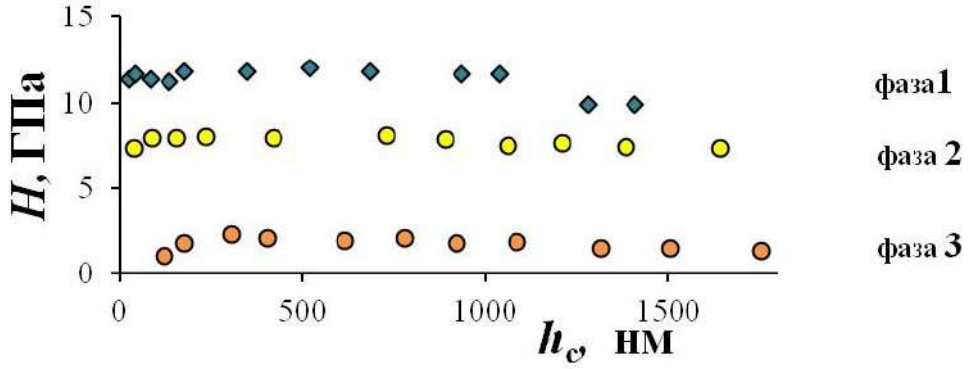
Таблица 1 – Значения твердости и модуля Юнга при фиксированной глубине внедрения индентора

| Горная порода | Скорость нагружения, нм/с | Сила вдавливания, мН | Глубина внедрения, нм | Твердость, ГПа | Модуль Юнга, ГПа |
|---|---|---|---|---|---|
| Гранит | 0,30-0,86 | 17-25 | 380-450 | 8,6-10,2 | 80-90 |
| Гранит | 0,20-0,34 | 95-75 | 910-960 | 7,1-7,8 | 80-96 |
| Доломит | 0,16-0,21 | 13-25 | 480-580 | 3,5-7,5 | 40-80 |
| Доломит | 0,02-0,09 | 96-97 | 1659-3089 | 0,5-1,8 | 26-49 |
| Песчаник | 0,11-0,13 | 3-39 | 492-557 | 0,6-13,6 | 50-111 |
| Песчаник | 0,04-0,08 | 97 | 834-926 | 8,0-11,0 | 79-96 |

Благодаря высокой точности и разрешающей способности как по силе, так и по перемещению, наноиндентирование может быть использовано для определения свойств отдельных зерен минералов. Такие исследования проведены ранее для железистых кварцитов [7] и в настоящее время дополнены для гранита (рис. 1) и других горных пород. Измерение твердости и модуля Юнга в макро-, микро- и наношкале для образцов гранита проводили на твердомерах Duramin A300 фирмы Struers (Дания), экспериментальной установке динамический скретч-тестер с функцией нано- и микроиндентирования (МНТ) оригинальной разработки коллектива НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р. Державина и

трибонаноиндентометре Ti-950 (Hysitron, США) с использованием трехгранного алмазного индентора Берковича.

а




б

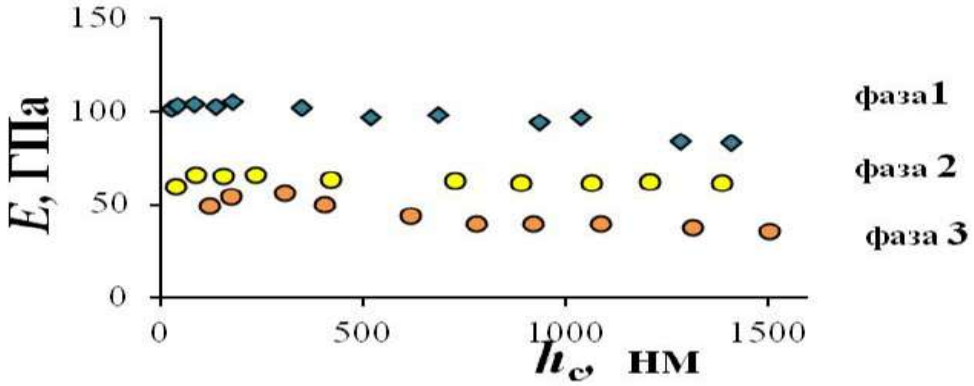



Рисунок 1 – Зависимость твердости (а) и модуля Юнга (б) минеральных компонентов гранита (1- кварц; 2- полевые шпаты; 3 - биотит) от глубины внедрения индентора $h_c$

Выполнено также определение вязкости разрушения отдельных минералов железистого кварцита (рис. 2).

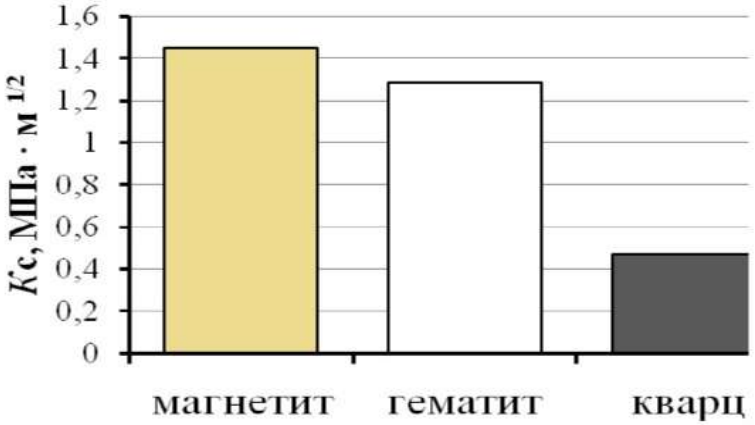



Рисунок 2 – Вязкость разрушения отдельных минеральных зерен кварцита

Применение метода микро- и наноиндентирования возможно также для оценки изменений прочностных и упругих свойств образцов, происходящих при различных внешних воздействиях. Так воздействие импульсного электромагнитного излучения вызывало существенное разупрочнение молочно-белого кварца ($SiO_2$, твердость по Моосу 7); методом микротвердометрии (прибор ПМТ–3М) установлен эффект монотонного снижения микротвердости (*HV*) минерала с увеличением времени

импульсной обработки ($t_{обр.}$ = 10–150 с). Максимальное относительное изменение (снижение) микротвердости минерала зафиксировано при $t_{обр.}$ = 150 с и составило $\Delta HV$ ~ 30% (с 1430 до 1010 кгс/мм$^2$) [9].

Исследования показали перспективность использования метода микро- и наноиндентирования для оценки прочностных и деформационных характеристик горных пород и их минеральных компонентов, что имеет принципиальное значение при решении задач разрушения горных пород. При определении упругих и прочностных показателей свойств многократные неразрушающие испытания методом микро- и наноиндентирования дополняют результаты стандартных разрушающих испытаний образцов большого размера и позволяют определять эти показатели для отдельных минералов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Головин Ю.И. Наноиндентирование и механические свойства материалов на субмикро- и наномасштабах: последние результаты и достижения // ФТТ. 2021. Т. 63, вып.1. С. 3–41. https:// doi.org/10.1134/S1063783421010108.

2. Zhaoyang Ma. Ranjith Pathegama Gamage . Chengpeng Zhang Application of nanoindentation technology in rocks: a review // Geomech. Geophys. Geo-energ. Geo-resour. 2020. doi.:10.1007/c40948-020-00178-6.

3. Pu Deng, Sean V. Herrera, Barton C. Prorok A new method to rapidly and accurately assess the mechanical properties of geologically relevant materials // American Mineralogist 2021. V. 106. №9. pp.1480-1487. doi.:10.2138/am-2021-7455.

4. Юшкин Н.П. Механические свойства минералов. – Ленинград: Наука, 1971, 284 с.

5. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Пирожкова Т.С. Размерные эффекты и картирование физико-механических свойств отдельных фаз и межфазных границ поликристаллических материалов // Известия РАН. Серия физическая. 2018. том 82. № 7. С. 945-950.

6. Головин Ю.И., Викторов С.Д., Тюрин А.И., Кочанов А.Н., Шуклинов А.В., Пирожкова Т.С., Шуварин И.А. Размерные эффекты упругих и прочностных свойств отдельных фаз и межфазовых границ поликристаллических материалов //Известия РАН. Серия физическая. 2016. Т. 80. № 5. С. 573-577.

7. Викторов С.Д., Головин Ю.И., Кочанов А.Н., Тюрин А.И., Шуклинов А.В., Шуварин И.А., Пирожкова Т.С. Оценка прочностных и деформационных характеристик минеральных компонентов горных пород методом микро- и наноиндентирования. // ФТПРПИ. 2014. №4. С.46-54.

8. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Самодуров А.А., Пирожкова Т.С. Физико-механические свойства и микромеханизмы локального деформирования тонких приповерхностных слоев сложных многофазных материалов// Известия РАН. Серия физическая. 2017. Т. 81. № 3. С.390-394.

9. Бунин И.Ж., Чантурия В.А., Анашкина Н.Е., Рязанцева М.В. Экспериментальное обоснование механизма импульсных энергетических воздействий на структурно-химические свойства и микротвердость породообразующих минералов кимберлитов // ФТПРПИ. 2015. № 4. С. 130–142.

# ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ АГЛОМЕРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ НИЗКОМОДУЛЬНОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb

**Пермякова Д.В.**
*ТулГУ, Тула*
*darya.per@gmail.com*

В последнее время активно развиваются методы порошковой металлургии для получения сплавов Ti-Zr-Nb, позволяющие получать материалы с контролируемым уровнем пористости, что положительно влияет на процесс вживляемости имплантов [1]. Также пористые материалы с необходимыми характеристиками пористости могут избежать несоответствия между модулями Юнга кости и металла путем регулирования параметров размера пор и их распределения [2]. Помимо улучшения передачи напряжения между костью и имплантатом, пористость также обеспечивает увеличение контактной поверхности, благодаря чему можно обеспечить более раннюю механическую стабилизацию. Кроме того, пористые биоматериалы эффективно способствуют регенерации и васкуляризации кости, позволяя клеткам окружающей костной ткани проникать в кость [3]. Метод гидридно-кальциевого синтеза дает возможность получать однородный по составу сплав Ti-18Zr-15Nb, имеющий структуру однофазного β-твердого раствора [4]. В данной работе исследовано изменение характеристик порошков в зависимости от режима спекания.

Морфология частиц синтезированного сплава Ti-18Zr-15Nb в интервале температур 900 – 1200 °C имеет типичное строение частиц для металлотермических порошков - это скругленные частицы, которые под воздействием температуры спекаются друг с другом, образуя крупный агломерат (рис. 1,2). Агломерированная форма порошка способствует получению пористой структуры на следующей технологической стадии спекания.

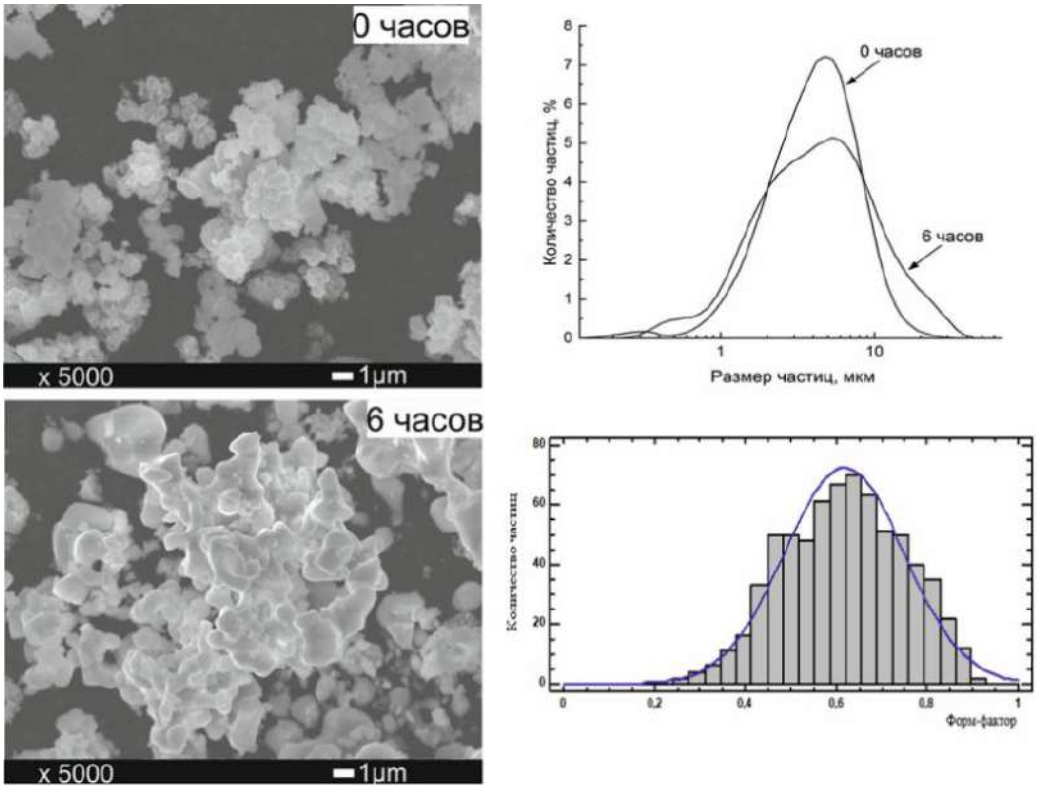



Рисунок 1 – Морфология порошков, форм-фактор и распределение частиц по размерам после синтеза при 900 °C

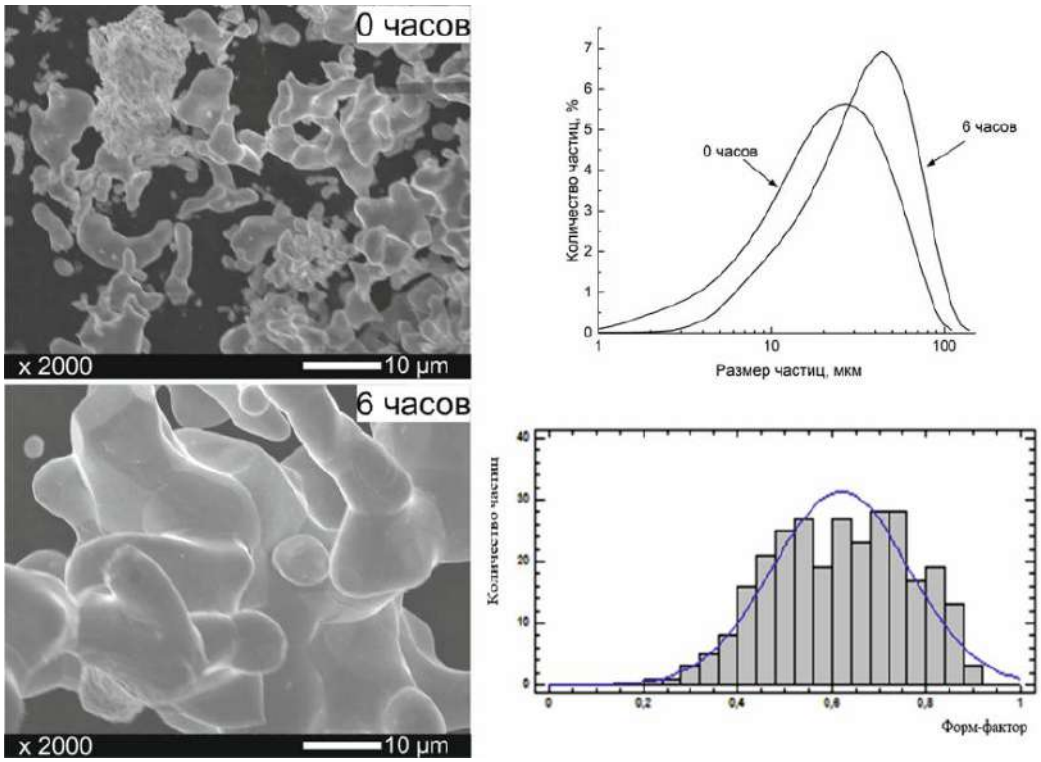



Рисунок 2 – Морфология порошков, форм-фактор и распределение частиц по размерам после синтеза при 1200 °С

По мере увеличения продолжительности и температуры синтеза возрастает средний размер частиц порошка, изменяется характер распределения частиц по размерам за счет образования агломератов. Среднее значение форм-фактора частиц при этом не меняется (табл.1).

Таблица 1 – Статистические характеристики и форм-фактор частиц порошка

| Статистические параметры | Режимы синтеза | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | 900 °С | | 1000 °С | | 1100 °С | | 1200 °С | |
| | 0 ч. | 6 ч. | 0 ч. | 6 ч. | 0 ч. | 6 ч. | 0 ч. | 6 ч. |
| Среднее арифметическое значение, $D_{ср}$, мкм | 3,7 | 3,9 | 3,1 | 11,6 | 5,2 | 19,9 | 17,4 | 28,1 |
| Среднее геометрическое значение, медиана$D_м$, мкм | 3,9 | 4,0 | 2,9 | 12,8 | 5,7 | 23,3 | 19,7 | 31,6 |
| Мода $D_{мод}$, мкм | 4,2 | 5,4 | 2,7 | 13,6 | 6,8 | 34,5 | 27,3 | 43,5 |
| Форм-фактор | 0,62 | | 0,63 | | 0,62 | | 0,62 | |

В зависимости от температурно-временных параметров синтеза выделены три этапа эволюции порошка сплава (табл. 2).

Таблица 2 – Стадийность эволюции порошка сплава Ti-18Zr-15Nb

| I стадия<br>900°C , 6ч – 1000°C, 2ч<br><br>Восстановительные реакции на поверхности оксидов | II стадия<br>1000°C, 2ч – 1100°C, 0.5ч<br><br>Смешанный механизм | III стадия<br>1100°C, 0.5ч – 1200°C, 12ч<br><br>Твердофазная диффузия |
|---|---|---|
| Сохраняются оксиды металлов в шихте; | Завершение процесса восстановления; | Основная фаза –β-твердый раствор(до 70%); |
| Морфология мало меняется; | Появление β-фазы и рост её количества до 10%; | Увеличение среднего размера частиц и ширины распределения; |
| Характер распределения симметричен; | Мультимодальное распределение; | Асимметрия с «хвостами» в сторону меньшего размера частиц; |
| Средний размер частиц практически неизменен | Рост среднего размера частиц и ширины распределения; | Активная агломерация частиц; |
| Агломерации почти нет; | Начало агломерации; | |

Металлографическим анализом были определены средние размеры агломератов. Сопоставляя эти данные с данными о среднем размере частиц, можно сделать вывод о том, что агломераты, укрупняясь в размере, включают в себя меньшее количество частиц, размер которых также увеличивается. Грубая оценка в предположении сферичности агломератов и частиц показала, что при температуре 1000 °C один агломерат содержит около 2500 частиц, а при 1200 °C – около 300 частиц.

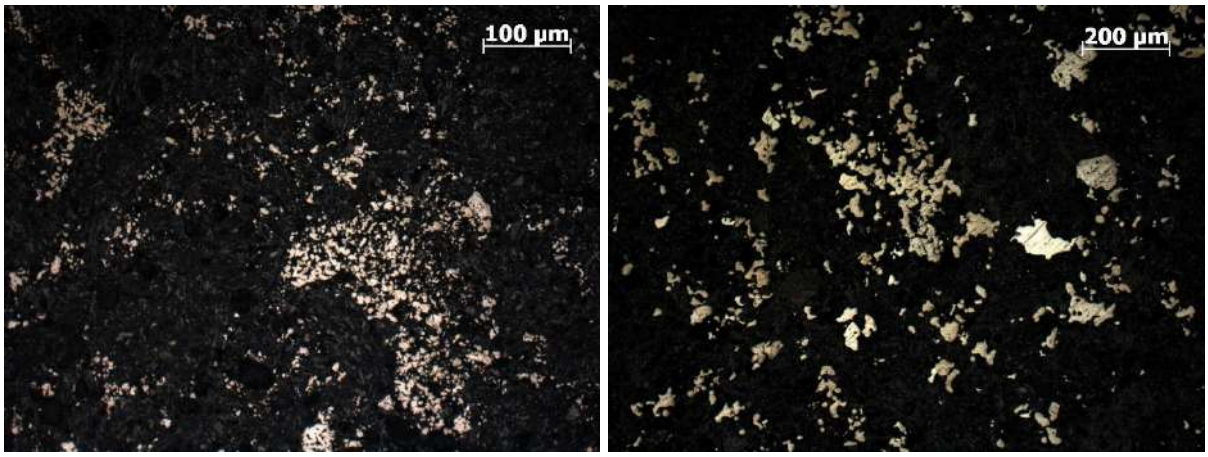



Рисунок 3 – Микроструктура порошков: (а) после синтеза при 1000°C, увеличение 200 крат; (б) после синтеза при 1200°C, увеличение 100 крат

Проведенные исследования показали, что гидридно-кальциевые порошки сплава с однофазной структурой гомогенного β-твердого раствора, полученные по оптимальному режиму, представляют собой крупные агломераты, состоящие из множества спёкшихся частиц часто сферической формы размером от одного до нескольких микрон. Агломерированная форма порошка обеспечивает получение пористой структуры на следующей технологической стадии спекания.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ryan G., Pandit A., Apatsidis D. P. Fabrication methods of porous metals for use in orthopaedic applications //Biomaterials. – 2006. – Vol. 27. – №. 13. – p. 2651-2670.

2. Wu Z., Du P., Xiang T., Li K., Xie G. Ti-based bulk metallic glass implantable biomaterial with adjustable porosity produced by a novel pressure regulation method in spark plasma sintering // Intermetallics. – 2021. – Vol. 131. – p. 107105.

3. Hafeez N., Liu J., Wang L., Wei D., Tang Y., Lu W., Zhang, L. C.Superelastic response of low-modulus porous beta-type Ti-35Nb-2Ta-3Zr alloy fabricated by laser powder bed fusion // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 34. – p. 101264.

4. Порошковые низкомодульные сплавы систем Ti-Zr-Nb, Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Zr / И. А. Алимов, С. Н. Юдин, С. С. Володько, А. В. Касимцев // Перспективные Материалы и технологии : Материалы международного симпозиума, Минск, 23–27 августа 2021 года. – Минск: Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации, 2021. – С. 272-273.

# ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ $Ti_{49-2x}Hf_xZr_xNi_{51-2x}Co_xCu_x$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

**Иванов А.М.[1], Стародубова М.С.[1], Ребров Т.В.[1], Кальницкая М.В.[1], Березовская С.В.[1], Беляев С.П.[1], Реснина Н.Н.[1], Андреев В.А.[2,3]**

[1]*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия*

[2]*ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия*

[3]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

*E-mail: a.ivanov@spbu.ru*

Целью данной работы стало исследование функциональных свойств многокомпонентных сплавов $Ti_{49-2x}Hf_xZr_xNi_{51-2x}Co_xCu_x$ (X от 1 до 17 ат. %). Слитки сплавов $Ti_{49-2x}Hf_xZr_xNi_{51-2x}Co_xCu_x$ (X = 1, 5, 10, 17) были получены методом электроннолучевой плавки. Из полученных слитков вырезали плоские образцы, ширина, толщина и длина рабочей части которых составляли 1, 0.8 и 7 мм. Для исследования эффекта псевдоупругости, полученные образцы деформировали до разрыва с промежуточными разгрузками при температурах от -150 °C до 120 °C. Исследование эффекта памяти формы в образцах проводили по одной из двух методик. В первом случае сплав деформировали активно до 2, 4, 6, 8 или до 10 %, разгружали, после чего нагревали. Во второй методике образец охлаждали и нагревали под постоянным напряжением (от 400 до 700 МПа) через интервал температур мартенситных превращений.

При деформировании сплава $Ti_{47}Hf_1Zr_1Ni_{49}Co_1Cu_1$ в области температур от 0 °C до 50 °C в материале наводится мартенситная фаза, которая не исчезает при разгрузке. При деформировании сплава в области температур от -100 °C до 0 °C наблюдали плато переориентации мартенсита с последующей пластической деформацией мартенситной фазы. Таким образом, результаты исследования показали, что этот сплав не демонстрирует эффект псевдоупругости. Эффект памяти формы исследовали в режиме активного деформирования в мартенсите. Было обнаружено, что вся остаточная деформация полностью восстанавливается при нагреве. Максимальная величина эффекта памяти формы составила 7,5 %. Был обнаружен эффект стабилизации мартенсита. Температура $A_н$ в среднем увеличилась на 60 °C, по сравнению с недеформированным сплавом, а температура $A_к$ увеличилась в среднем на 20 °C.

Сплавы с X = 5, 10 ат. % не испытывали мартенситных превращений при охлаждении и нагревании в свободном состоянии. При активном деформировании при температурах -100, 25 и 100 °C материал хрупко разрушался при напряжении 300 МПа, поэтому никаких функциональных свойств они не проявляли.

Сплав $Ti_{15}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{17}Co_{17}Cu_{17}$ демонстрирует практически совершенную псевдоупругость в широкой области температур от -150 до 0 °C и величина псевдоупругой деформации составила 2 %. Эффект памяти формы исследовали в режиме охлаждения и нагревания под постоянной нагрузкой. Если на образец действовало напряжение меньше 600 МПа, то изменение деформации при охлаждении до -100 °C не наблюдали. При охлаждении и нагревании образца под напряжением 600 МПа наблюдали замкнутую петлю на кривой деформация-температура. Величина эффекта памяти формы составила 0.8 %. При охлаждении под нагрузкой 700 МПа материал разрушился при достижении деформации 1.6 %.

***Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00169).***

# ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТОНКИХ ЛЕНТАХ СПЛАВА $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$

**Орлов В.Е.[1], Иванов А.М.[1], Беляев С.П.[1], Реснина Н.Н.[1], Базлов А.И.[1,2]**
[1]*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия*
[2]*Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Москва Россия,*
*e-mail: st094152@student.spbu.ru*

Целью данной работы явилось исследование термоциклической стабильности мартенситных превращений в тонких лентах сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$. Аморфные ленты сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ были получены методом быстрой закалки из расплава. Полученные аморфные ленты толщиной 10 мкм и шириной 0,7 мм были подвергнуты кристаллизации путем непрерывного нагрева до 550 $^oC$ со скоростью 10 $^oC$/мин, и изотермической выдержке при 500 $^oC$ в течение 30 минут.

Для исследования термоциклической стабильности тонких лент в свободном состоянии, образец был термоцилкирован в интервале температур от 100 $^oC$ до -196 $^oC$. В 1-10, 30, 50, 100, 200, 300, 400 и 500 термических циклах измеряли изменения теплового потока методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Для исследования термоциклической стабильности мартенситных превращений в лентах под постоянной нагрузкой, образец в аустенитном состоянии деформировали до напряжения 200 МПа, после чего охлаждали и нагревали в интервале температур мартенситных превращений 10 раз.

Калориметрические исследования показали, что сплав $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ в первом цикле в свободном состоянии испытывает B2↔B19' мартенситное превращение при температурах $M_н$ = -75 $^oC$, $M_к$ = -82 $^oC$, $A_н$ = -12 $^oC$, $A_к$ = 8 $^oC$. В течение 500 циклов тип и температуры мартенситных превращений не меняются. Энтальпии превращений прямого и обратного превращений от номера цикла не зависят и остаются постоянными. Это означает, что тонкие кристаллические ленты сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ обладают хорошей термоциклической стабильностью в свободном состоянии (в отсутствие напряжения).

Исследование изменения деформации при охлаждении и нагревании тонких лент под напряжением 200 МПа показало, что температуры обратного превращения с циклами не меняются. В то же время, температуры прямого превращения увеличиваются за первые три цикла и после чего практически не меняются. Вне зависимости от номера цикла, необратимая деформация не наблюдалась. Величина эффекта памяти формы увеличивалась от 2 до 2,4 % за 10 циклов. Таким образом, было показано, что тонкие ленты сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ проявляют хорошую стабильность функциональных свойств при термоциклировании как под нагрузкой, так и без напряжения.

***Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-19-00280).***

## МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

**Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1], Поникарова И.В.[1], Иванов А.М.[1], Бикбаев Р.М.[1], Стародубова М.С.[1], Кальницкая М.В.[1], Березовская С.В.[1], Ребров Т.В.[1], Базлов А.И.[1,2], Андреев В.А.[3]**

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

[2]*Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Москва, Россия*

[3]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, РАН, Москва, Россия*

e-mail: resnat@mail.ru

Целью работы явилось изучение механического поведения многокомпонентных сплавов Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с памятью формы. Методом электро-лучевой и электро-дуговой плавки были получены 12 сплавов Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, отличающиеся концентрациями добавочных элементов (Hf, Zr, Cu, Co), которая варьировалась от 1 до 17 ат% каждая (обозначим X), и концентрацией никелевой группы (суммарная концентрация никеля, меди и кобальта), которая составляла 49, 50 или 51 ат%. Все образцы состояли из матрицы основы и частиц вторичных фаз, состав которых зависел от концентрации никелевой группы также, как и в бинарном сплаве TiNi. Увеличение концентрации добавочных элементов уменьшало температуры мартенситных переходов так, что в сплавах с X = 10 и 17 ат% температуры прямого перехода были ниже температуры кипения жидкого азота.

Механическое поведение сплавов изучали при трех различных температурах 100, 20 и -100 $^{o}$C, при которых сплавы находились в разных структурных состояниях в зависимости от концентрации добавок и концентрации никелевой группы. Образцы деформировали до разрушения с промежуточными разгрузками. Полученные результаты показали, что в многокомпонентных сплавах деформирование осуществляется по тем же механизмам, что и в бинарном сплаве TiNi. Инициирование того или иного механизма определяется положением температуры деформирования относительно температур мартенситного перехода. Так, сплавы с X = 1 и 5 ат%, деформируются за счет переориентации мартенсита при температуре 20 $^{o}$C (X= 1 ат%) и -100 $^{o}$C (X = 5 ат%), за счет наведения мартенсита при 20 $^{o}$C (X = 5 ат%) и за счет дислокационного скольжения при 100 $^{o}$C (X = 1 и 5 ат%). Сплавы с X = 10 и 17 ат. % деформируются за счет наведения мартенсита при температуре -100 $^{o}$C. Поскольку в сплавах с X = 17 ат%, температуры обратного перехода находятся ниже -100 $^{o}$C, мартенсит является нестабильными и при разгрузке превращается в аустенит, что сопровождается проявлением совершенного эффекта псевдоупругости. В сплавах с X = 10 ат% наблюдается несовершенный возврат деформации при разгрузке, поскольку температура $A_f$ превышает -100 $^{o}$C. Дислокационное скольжение наблюдается при температуре 100 $^{o}$C и чем больше величина X, тем меньше зона пластической деформации на фрактограммах разрушения. При температуре 20 $^{o}$C все образцы разрушаются хрупко на стадии упругой нагрузки. Это связано с тем, что данная температура далеко отстоит от температуры $M_s$ (начала прямого мартенситного перехода при охлаждении), что не позволяет навести мартенсит под нагрузкой. С другой стороны, комнатная температура достаточно низка для реализации дислокационного скольжения. Увеличение концентрации никелевой группы увеличивает деформацию до разрушения, тогда как с увеличением концентрации добавочных элементов уменьшается деформация до разрушения и значительно повышается предел дислокационного скольжения.

***Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (№ 22-19-00169).***

## ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖДУ ИЗМЕНЕНИЕМ ПЛОТНОСТИ ДЕФЕКТОВ И ИЗМЕНЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi

**Беляев С.П.[1], Реснина Н.Н.[1], Поникарова И.В.[1], Сибирев А.В.[1], Бикбаев Р.М.[1], Иванов А.М.[1], Трофимова М.Е.[1], Глухов М.Ю.[1], Орлов В.Е.[1], Базлов А.И.[1,2]**
*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Москва, Россия*
*e-mail: spbelyaev@mail.ru*

Одной из важных задач в области изучения сплавов с памятью формы является проблема термоциклической стабильности функциональных свойств сплавов с памятью формы на основе TiNi. Это связано с тем, что в большинстве применений элементы из сплавов с памятью формы подвергаются многократным теплосменам через температурный интервал мартенситного превращения. Многочисленные исследования показывают, что при термоциклировании изменяются температуры переходов, обратимая и необратимая деформация, что влияет на эксплуатационные характеристики устройств. Предполагают, что основная причина изменения свойств при термоциклировании связана с изменением плотности дефектов. При охлаждении вблизи растущей мартенситной пластины возникают высокие локальные напряжения, которые превышают предел текучести, что приводит к увеличению плотности дислокаций, что, в свою очередь, понижает температуры переходов. Вместе с тем прямые доказательства связи изменения свойств сплавов на основе TiNi с изменением плотности дислокаций отсутствуют. Несомненно, при термоциклировании меняется плотность дефектов, что может влиять на обратимую и необратимую деформацию, однако неясно, вызывает ли это изменение температур мартенситных переходов. Целью настоящей работы явилось исследование взаимосвязи между изменением плотности дефектов и температур переходов в сплавах на основе TiNi с разным размером зерна.

Слитки сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ были получены методом электро-дуговой плавки. В литом образце средний размер зерен составил 600 мкм. Один из слитков разрезали на диски диаметром 20 мм и подвергли их кручению под давлением и последующему отжигу. В результате такой процедуры средний размер зерна уменьшился до 16 мкм. Другой слиток использовали для получения тонкой аморфной ленты толщиной 10 мкм, которую затем кристаллизовали. В этом случае средний размер зерна составил 200 нм. Образцы с разным размером зерна подвергали 500 термоциклам через температурный интервал превращений и исследовали температуры мартенситных переходов методами ДСК и измерения электросопротивления. Плотность дефектов оценивали методами измерения электросопротивления и рентгеноструктурного анализа.

Полученные результаты показали, что плотности дефектов, измеренные по данным изменения удельного электросопротивления и рентгеноструктурного анализа, совпадают. В то же время, изменение температур мартенситных переходов с циклами не коррелируют с изменением плотности дефектов. Так, плотность дефектов увеличивалась во всех образцах, вне зависимости от размера зерна, в то время как изменение температур мартенситных переходов при термоциклировании зависело от размера зерна. Например, в образцах с минимальным размером зерна (200 нм) температуры переходов абсолютно не менялись с циклами, в то время как плотность дефектов возрастала.

***Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (№ 23-19-00280).***

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОСЛЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК В СПЛАВАХ NiFeGa(Co, B) С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.

**Панченко Е.Ю., Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Суриков Н.Ю., Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И.**
*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*
*panchenko@mail.tsu.ru*

В настоящей работе установлено влияние различных термомеханических обработок (старение в аустените и мартенсите под нагрузкой) на закономерности проявления и циклическую стабильность функциональных свойств моно- и поликристаллов ферромагнитных сплавов NiFeGa(Co,B), испытывающих B2($L2_1$)-10M/14M-$L1_0$ мартенситные превращения (МП).

Ферромагнитные сплавы Гейслера на основе NiFeGa с оптимальным сочетанием прочностных характеристик и функциональных свойств, включая калорические эффекты, представляют большой практический интерес для использования в качестве датчиков, силовых приводов, манипуляторов и твердотельных охлаждающих устройств, так как могут преобразовывать сигнал в форме тепловых, механических и магнитных полей в механическую работу и, наоборот. Поэтому актуальной задачей является разработка физически обоснованных способов улучшения их функциональных свойств: расширение интервала рабочих температур, повышение величины обратимой деформации и охлаждающей способности при проявлении эластокалорического эффекта, снижение потерь энергии и функциональной деградации материала в рабочих циклах.

На основе проведенных исследований в данной работе предложены способы оптимизации эксплуатационных параметров функциональных свойств моно- и поликристаллах ферромагнитных сплавов NiFeGa(Co,B). Во-первых, за счет старения при 773 К, 1 ч в аустените, при котором выделяются полукогерентные дисперсные частицы γ′-фазы размером до 500 нм, и отсутствия процессов раздвойникования кристаллов $L1_0$-мартенсита под нагрузкой в $<001>_{L21}$-монокристаллах сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ достигнута постоянная величина адибатического охлаждения (11,0±0,5)°С в рабочем цикле в широком интервале температур 270°С. Узкий механические гистерезис и низкие критические напряжения для начала МП под нагрузкой способствуют уменьшению потерь энергии в рабочем цикле, высокой циклической стабильности эластокалорического эффекта ($10^5$ циклов) и увеличению эффективности данного материала для применения в качестве рабочего тела твердотельных систем охлаждения (рисунок 1 а).

Во-вторых, по сравнению с ростом совершенных монокристаллов разработана более экономичная методика получения текстурированных поликристаллических сплавов NiFeGa(B) методом направленной кристаллизации. Получены поликристаллы сплавов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ и $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ с преимущественной ориентацией зерен вдоль $<012>_{L21}$ и/или $<001>_{L21}$ направлений. Превращение в данных сплавах сопровождается узкими температурными интервалами МП 4–13 К и узким термическим гистерезисом 7 К, который в 2 раза меньше, чем в сплавах NiFeGaB, полученных методом дуговой плавки. Сплавы $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$, полученные методом направленной кристаллизации с последующим отжигом при 1273 К, 0,5 ч., в результате наличия острой текстуры, упрочнение границ зерен за счет выделения частиц γ-фазы и микролегирования бором демонстрируют стабильные значения величины эластокалорического эффекта 6,1–6,4 К в циклах нагрузка/разгрузка до 500 циклов (рисунок 1 б). Тогда как в поликристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$, полученным методом дуговой плавки, максимальная величина адиабатического охлаждения на 30 % меньше и после 12 рабочих циклов нагрузки/разгрузки на поверхности образца наблюдаются макротрещины по границам зерен.

В-третьих, впервые разработана специальная термомеханическая обработка монокристаллов сплавов Гейслера на основе NiFeGa – старение при T=423-498 К, 1 ч в мартенсите, индуцированном сжимающими вдоль $[110]_A||[100]_M$ направления напряжениями 450-500 МПа. Такое старение под нагрузкой в $L1_0$-мартенсите монокристаллов сплавов $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$ и $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ приводит: 1) к стабилизации ориентированного мартенсита и повышению температур МП; 2) к появлению двустороннего эффекта памяти формы с обратимой растягивающей деформацией до 9 % вдоль $<001>_A$-направления и узкими 1-3°С температурными интервалами развития прямого и обратного МП; 3) к появлению обратимой деформацией до 16% вдоль $<001>_A$-направления в мартенситном состоянии (rubber-like behavior) в циклах нагрузка/разгрузка при сжатии в широком температурном интервале более 100 К. Полученная обратимая деформация в мартенситном состоянии превышает более чем в 2 раза величину сверхэластичности (до 6 %), а также характеризуется постоянными критическими напряжениями переориентации вариантов мартенсита за счет движения двойниковых границ под нагрузкой в рабочем интервале температур. Установлено, что наблюдается высокая циклическая стабильность обратимой деформации в мартенситном состоянии (rubber-like behavior) до 1000 циклов нагрузка/разгрузка. Это обусловлено низкими критическими напряжениями для переориентации мартенситных вариантов (не выше 140 МПа) и высоким дислокационном пределом текучести $L1_0$-мартенсита (~1,6 ГПа). Увеличение числа циклов не приводит к снятию эффекта стабилизации $L1_0$-мартенсита. Благодаря этим свойствам сплавы после данной термомеханической обработки в мартенситном состоянии могут быть эффективно использованы при изготовлении силовых приводов, демпферов в современных технологиях авиакосмической и микросистемной техники.

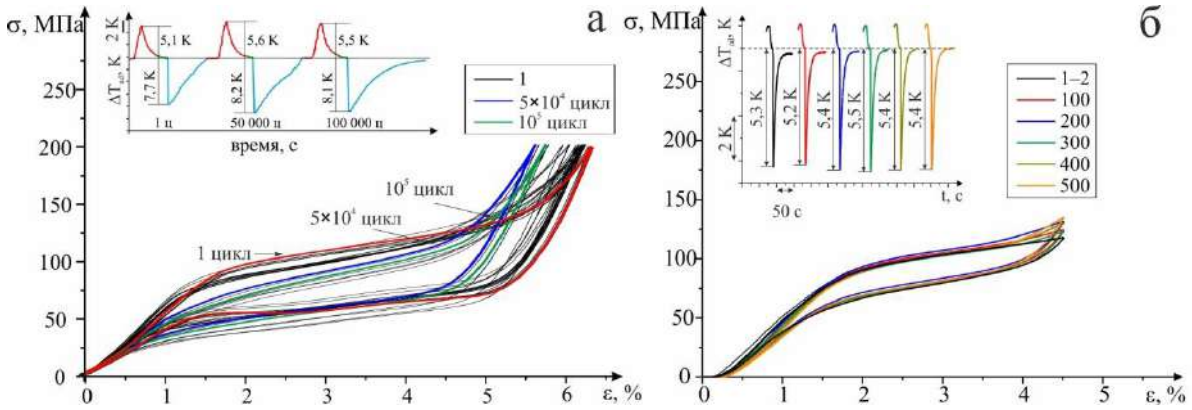



Рисунок 1 – Циклическая стабильность сверхэластичности и эластокалорического эффекта при сжатии при комнатной температуре испытания: а – в состаренных при 773 К монокристаллах сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$, ориентированных вдоль $<001>_{L21}$-направления; б – в сплаве $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$, полученном методом направленной кристаллизации с последующим отжигом при 1273 К, 0,5 ч

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00150.***

# ФОРМИРОВАНИЕ АБРАЗИВСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРОВ ГАЗОПЛАМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

**Белоцерковский М.А.[1], Таран И.И.[1], Грищенко А.О.[2]**
*[1]Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь. E-mail: mbelotser@gmail.com*
*[2]Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь*
*E-mail: nasya93-93@mail.ru*

Композиты инструментального назначения на полимерной основе составляют половину от общего количества производимых абразивных изделий. Отличительной положительной особенностью технологии их получения является возможность производства при значительно (в 1,5 – 3 раза, а в некоторых случаях на порядок) более низких температурах, чем на металлической или керамической основах. Помимо того, абразивный инструмент на полимерной основе за счет присущих высокомолекулярным соединениям, по сравнению с металлическими и керамическими связками, эластичности и упругости, обладает более выраженной способностью к самозатачиванию [1].

Одним из наиболее эффективных путей решения проблемы создания недорогого инструмента для абразивной очистки и шлифования, обладающим высокими абразивными свойствами и возможностью многократного восстановления рабочей поверхности, является использование технологии газопламенного напыления композиций на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена [2, 3], содержащего абразивные частицы.

Таким образом, целью исследований является разработка технологического процесса газопламенного напыления композиционного покрытия «СВМПЭ - частицы абразива» на поверхность металлической основы с обеспечением высоких показателей механической обработки у получаемого инструмента.

В экспериментах использовался аппарат ГН модели ОИМ 050 (рисунок 1) конструкции Объединенного института машиностроения НАН Беларуси [4] при рабочем давлении пропана 0,16 – 0,18 МПа, воздуха 0,35 – 0,40 МПа.

Рисунок 1 – Термораспылитель ОИМ 050 в работе

Для составлении смеси использовали порошки электрокорунда белого марки 25А зернистостью (по FEPA) F320, карбида кремния черного марки 54С с размером частиц 0,6 – 0,8 мм и 1,0 – 1,2 мм, а также порошок сверхвысокомолекулярного полиэтилена марки GUR 4120 UHMWPE фирмы “Celanese” (Германия) с молекулярной

массой $4{,}4 \cdot 10^6$ г/моль, рассеянный на фракции, мкм: 50 – 63; 63 – 100; 100 – 120; 120 – 160; 160 – 200; 200 – 315; 315 – 400; 400 – 500 на приборе ситового анализа модели 029. Объемное содержание абразива в смеси изменялось от 10 до 50%. Перед нанесением покрытия одну поверхность пластин из стали Ст.3 размером 50 х 20 х 5 мм подвергали дробеструйной обработке колотой чугунной дробью ДЧК 1,4 с режимами: давление сжатого воздуха — 0,6 МПа; расход сжатого воздуха — 0,7 $м^3$/мин; угол атаки — 70-90°; расстояние до обрабатываемой поверхности — 60–80 мм; время обработки — не менее 40 с.

Прочность сцепления полимерных покрытий СВМПЭ измеряли методом нормального отрыва с помощью адгезиметра Elcometer 506 (Великобритания).

В процессе ГН используется факел, получаемый при горении смеси стехиометрического состава (соотношение β – соотношение объемов воздуха и пропана = 22-24 : 1). Однако наши исследования показали существенное влияние содержания воздуха в горючей смеси (распыляющей струе газа) на адгезию полимерных покрытий [5]. С увеличением соотношения β происходит интенсификация процесса возникновения в полимере кислородсодержащих групп (-ОН, -СООН и др.).

Важный момент, который необходимо было учитывать это скорость охлаждения сформированного покрытия. Установлено, что на степень кристалличности полимеров существенно влияет скорость охлаждения покрытия [5], при этом отмечается, что полимер в покрытии, нанесенным с медленным охлаждением, характеризуется относительно высокой степенью кристалличности.

На следующем этапе были проведены исследования, позволившие оценить зависимость прочности сцепления абразив-содержащих покрытий от скорости их охлаждения и состава пропано-воздушной смеси, а также определить соотношение размеров частиц полимера и абразива.

Анализ результатов проведенных исследований показал, что при использовании относительно крупных зерен абразивов (0,5 - 1,2 мм) наилучшей работоспособностью при сохранении достаточно высокой производительности напыления обладают покрытия, полученные напылением смеси, содержащей частицы полимера, размер которых не превышает 0,25 диаметра абразивных частиц.

При исследовании влияния скорости охлаждения покрытий на их прочность сцепления с основой использовали охлаждающую струю воздуха, истекающую из сопла диаметром 7 мм с производительностью 1,5 – 16 $м^3$/ч. Анализ результатов показывает, что максимальные значения прочности сцепления имеют покрытия, охлаждаемые со скоростью 1 – 5 град/сек. На следующем этапе исследований определили оптимальное соотношение рабочих газов в сжигаемой смеси. Охлаждение покрытий осуществляли со скоростью менее 5 град/сек.

Анализ приведенных в таблице 1 результатов показывает, что максимальные значения прочности сцепления имеют покрытия, напыленные смесью при соотношении горючего газа и окислителя равном 1: (26 – 27), причем эта закономерность сохраняется и для покрытий, содержащих абразивные частицы.

Разработана технология восстановления абразивных кругов картофелечистки С/У РР-30 фирмы La Minerva (Италия) нанесением композиционного покрытия на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена и порошка карбида кремния. Восстановление абразивных кругов (рисунок 3) может быть неоднократным. Сразу после восстановления производится внешний контроль путем осмотра (рисунок 4). Стойкость восстановленных кругов более чем в 1,5 раза превышает стойкость кругов, поставляемых фирмой – изготовителем.

Рисунок 3 – Внешний вид восстановленного абразивного круга

Рисунок 4 – Контроль восстановленного абразивного круга сразу после нанесения покрытия

Анализ полученных результатов показывает, что наиболее высокие значения адгезии и износостойкости покрытий обеспечиваются при использовании наиболее мелких фракций абразива. Это можно объяснить тем, что при перемешивании компонентов порошкового состава в лабораторной мельнице происходило конгломерирование частиц полимера СВМПЭ и частиц абразива вследствие трибостатического взаимодействия.

Определена зависимость прочности сцепления абразив-содержащих покрытий от скорости их охлаждения и состава пропано-воздушной смеси. Установлено, что максимальные значения прочности сцепления имеют покрытия, напыленные факелом пламени, образованном горючей смесью при соотношении пропана и воздуха равном 1 : (26 – 27), и охлаждаемые со скоростью менее 5 град/сек. Показано, что при использовании относительно крупных зерен абразивов (0,5 - 1,2 мм) наилучшей работоспособностью при сохранении достаточно высокой производительности напыления обладают покрытия, полученные напылением смеси, содержащей частицы полимера, размер которых не превышает 0,25 диаметра абразивных частиц.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пини, Б.Е. Абразивно-полимерные инструменты для механической обработки деталей / Б.Е. Пини, О.В. Крылов, Е.А. Хачикян // Машиностроение и инженерное образование.- 2016. № 2 (47). С. 18–23.

2. Chih, A. Frictional and mechanical behavior of UHMWPE composite coatings / A. Chih, A. Anson-Casaos, J.A. Puertolas // Tribology International. – 2017. – №116. – p. 295–302.

3. Валуева, М.И. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен: рынок, свойства, направления применения (обзор) / М.И. Валуева, А.С. Колобков, С.С. Малаховский // Труды ВИАМ. – 2020. – №3. – С. 49-57.

4. Methodologies and Applications for Analytical and Physical Chemistry : monograph. Edited by A.K. Haghi, S.Thomas, S. Palit. Chapter 14. Y. Korobov, M. Belotserkovskiy. Flame Spraying of Polymers: Distinctive Features of the Equipment and Coating Applications. – Apple Academic Press, Oakville, Canada, 2018. P. 267 – 283.

5. Белоцерковский, М.А. Влияние режимов газопламенного напыления полимерными шнурами на свойства формируемых покрытий / М.А. Белоцерковский, А.В. Чекулаев // Вестник Полоцкого государственного университета, Серия В. Промышленность, Прикладные науки. 2014. - №11. - С. 91 – 96.

6. Белоцерковский М.А., Грищенко А.О., Таран И.И. Способ изготовления абразивного инструмента. Патент РБ на изобретение № 24049. Зарегистрирован 28.04.23.

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭНТРОПИЙНОГО ПОДХОДА ДЛЯ РЕШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИХ ЗАДАЧ

**Гусев А.Д., Маркова Г.В.**
*Тульский Государственный Университет, Тула, Россия*
*dkines07@gmail.com*

Энтропия является функцией состояния, оценивающей степень неупорядоченности системы, иимеет представление в теории термодинамики и теории информации. Энтропийный подход подразумевает оценку физических, механических или технологических параметров материалов по измерению энтропии системы, т.е. степени упорядоченности [1-5].

Целью данной работы явился анализ возможностей и перспектив использования энтропийного подхода для решения различных материаловедческих задач.

В работе [2] целью было создать энтропийную модель структурного состояния конструкционной рессорно-пружинной стали 60С2А и получить оценку качества функциональных свойств для 8 различных режимов термообработки. Энтропийная модель создавалась методом мультифрактальной параметризации, при помощи которой оценивалась информационная энтропия.

По теории информации, энтропия есть мера хаотичности информации или мера внутренней неупорядоченности информационной системы. Энтропия увеличивается при хаотическом распределении информационных ресурсов и уменьшается при их упорядочении. Связь информации и структуры через информационную энтропию выражается следующим образом [2]:

$$H = -\sum_i^N P_i * \log_2 P_i, \quad (1)$$

где *H* – информационная энтропия; *N* – количество устойчивых стационарных состояний системы; *P* – вероятность наступления того или иного состояния.

По значениям информационной энтропии можно определять количество получаемой информации [2]:

$$I = H_{pr} - H_{ps}, \quad (2)$$

где *I* – количество информации; $H_{pr}$ – энтропия до опыта; $H_{ps}$ – энтропия после проведенного опыта.

Метод мультифрактальной оптимизации заключался в следующем: используется равноячеистое квадратное разбиение изучаемой структуры изображения, каждой ячейке сопоставляется мера в виде положительного числа, характеризующая область структуры, приходящейся на эту ячейку. В компьютерной программе обработки точечной графики плоские изображения представляются в оцифрованной форме как матрицы дискретных одинаковых по размеру элементов изображения – пикселей. Каждому пикселю приписывается три числовых координаты: две из них (i, j) задают положение пикселя на плоскости изображения (x, y), третья характеристика задает его цвет Z(i, j). Цветовые характеристики пикселей задаются целыми числами – для серых изображений от 0 до 256. Генерируемая мера цвета на множестве элементарных ячеек пикселей используется для мультифрактального анализа изображений.

Методом мультифрактальной параметризации рассматриваемые активные элементы структуры определялись как запись кодированной информации качества ее функциональных свойств. Потом происходило декодирование путем получения первоначальной энтропии структуры $I(x) = H(x)$, где *H(x)* – усредненная информационная энтропия всех активных элементов структуры $D_{1i}(d_i)$, k = 1,2,…N. $D_1 = H = -\sum_i^N P_i * \ln P_i$. Также оценивались статистический вес равновероятностных

макросостояний системы, создающих величину энтропии $H(x) = \ln(N)$, и максимальная информация в битах $H_{max} = \log_2 N$. Качество функциональных свойств оценивалось по параметру запаса информационной памяти $\Delta I_k = H_{max} - H^*$, где $H^*$ - изменение энтропии при конфигурационных преобразованиях.

Чем больше был запас информационной памяти $\Delta I_k$, тем более надежной считалась структура и подобранный режим термообработки, таким образом у изделия повышается эффективный срок эксплуатации, по сравнению с режимами с меньшим значением запаса информационной памяти.

В работе [4] производилась оценка структурной энтропии $\Delta S_{стр}$ алюминиевых сплавов и изменения этого параметра от степени деформации после холодной пластической деформации. Структурная энтропия рассчитывалась на основе данных после испытаний на растяжение следующим образом:

$$\Delta S_{\text{стр}} = -R \int_{\sigma=0}^{\sigma=\sigma_{max}} f(\sigma^*) \ln f(\sigma^*) d\sigma^*, \quad (3)$$

где R = 8,31 Дж/моль*К – универсальная газовая постоянная; $x_i$ – значение i-го свойства; $f(x_i)$ – плотность вероятности i-го свойства;$\sigma^*$- безразмерный предел текучести; $f(\sigma^*)$ - плотность вероятности безразмерного предела текучести;

На основе расчетной формулы было показано, что с ростом степени деформации уровень структурной энтропии материала уменьшается.

В работе [3] производился комплексный анализ структурной энтропии алюминиевых сплавов для оценки влияния структурных особенностей на их штампуемость. Оценка энтропии происходила сразу по нескольким параметрам:

$$\Delta S_{\text{стр}} = \Delta S_{\text{хим.сост}} + \Delta S_{\text{фаз.сост}} + \Delta S_{\text{разм.зерна}} + \Delta S_{\text{текст.}}, \quad (4)$$

где $\Delta S_{\text{хим.сост}}$ – энтропия химического состава; $\Delta S_{\text{фаз.сост}}$ – энтропия фазового состава; $\Delta S_{\text{разм.зерна}}$ – энтропия, вносимая размером зерна; $\Delta S_{\text{текст.}}$ – текстурная энтропия. В работе было показано, что текстурная энтропия вносит наибольший вклад в изменение структурной энтропии алюминиевых сплавов [3].

В Тульском Государственном Университете ранее была сделана попытка исследования изменение значения структурной энтропии от степени наработки материалов [5]. Объектами исследования являлись образцы, вырезанные из трубных сталей 17Г1С. Трубы марки 17Г1С из которых вырезали образцы, имели различный срок эксплуатации: 1, 19, 21, 25 и 28 лет.

Расчет структурной энтропии производили по следующей формуле [1]:

$$\Delta S_{\text{стр}} = -R \int_0^{\infty} f(x_i) \ln f(x_i) dx_i, \quad (5)$$

где R = 8,31 Дж/моль*К – универсальная газовая постоянная; $x_i$ – значение i-го свойства; $f(x_i)$ – плотность вероятности i-го свойства. В качестве измеряемого локального свойства в данной работе была принята величина твердости материала.

Измерение твердости проводили по методу Виккерса (ГОСТ 2999-75) на твердомере HV-1000 (нагрузка 0,3 кг, время выдержки 10 с). На каждом образце было произведено порядка 200 измерений.

Были определены статистические характеристики рассеяния твердости (среднеарифметическое, коэффициент вариации, стандартное квадратичное отклонение). Результаты представлены в таблице 1.

Среднее значение твердости не значимо меняется в зависимости от степени наработки. После этого, на основе полученных значений твердости, была рассчитана структурная энтропия на каждом отдельном этапе наработки образцов (рис.1).

Структурная энтропия постепенно возрастает с увеличением степени наработки. Рост структурной энтропии объясняется увеличением неоднородности структуры, ввиду накопления повреждений в процессе наработки материала. Для

образцов трубных сталей 17Г1С максимальное повышение структурной энтропии составило 41% после 28 лет наработки, относительно наработки в 1 год.

Таблица 1 – Статистические характеристики рассеяния значений твердости образцов 17Г1С

| Материал | Степень наработки | Среднее значение | Стандартное отклонение | Коэффициент вариации |
|---|---|---|---|---|
| 17Г1С | 1 год | 203±11 | 2,27 | 0,011 |
| | 19 лет | 197±11 | 4,50 | 0,023 |
| | 21 год | 208±11 | 3,64 | 0,017 |
| | 25 лет | 198±11 | 5,00 | 0,025 |
| | 28 лет | 202±11 | 5,21 | 0,026 |

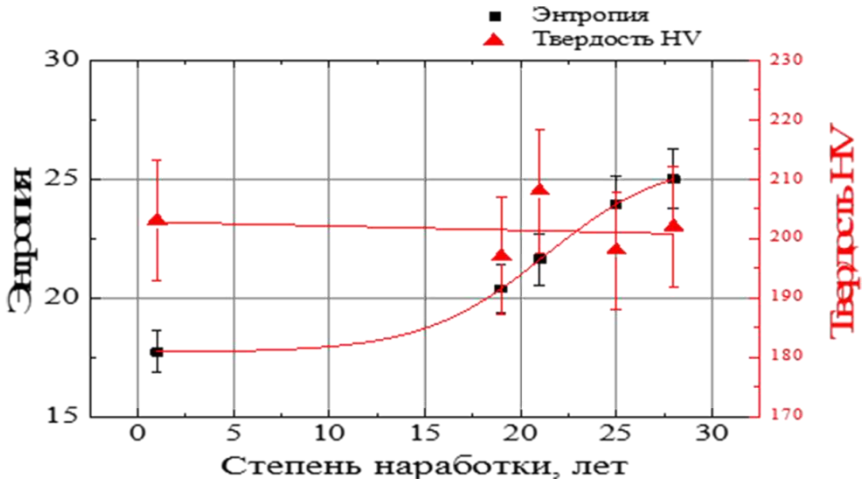



Рисунок 1 – Изменение структурной энтропии и среднего значения твердости от степени наработки образцов 17Г1С

Таким образом, энтропийный подход имеет множество возможностей и перспектив для решения различных материаловедческих задач. Есть перспективы использования расчета структурной энтропии для определения предельного или преддефектного состояния изделия при периодическом мониторинге, основываясь на изменении величины структурной энтропии в процессе наработки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Роль структурных несовершенств при сверхпластичности гетерофазных систем / А.Е. Гвоздев, Д.М. Левин, С.А. Головин; Тул. гос. ун-т. – Тула, 1997. – 82 с.

2. Белых В.В., Муравьев В.В., Степанов В.А. Использование информационной энтропии структуры стали для определения качества и ресурса ее функциональных свойств // Вестник ИжГТУ имени М.Т. Калашникова. 2020. Т. 23, №3. С. 15-24. DOI: https://doi.org/10.22213/2413-1172-2020-3-15-24.

3. Носова Е.А., Амосов А.П. Применение энтропийного подхода для оценки доли влияния структурных особенностей на штампуемость алюминиевых сплавов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2022. Т.19. №1. С.93-105. DOI: https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2022.01.011

4. Носова Е.А., Селиверстова Н.В. Исследование влияния вида аппроксимирующей функции кривых растяжения на структурную энтропию листовых алюминиевых сплавов. // Ползуновский вестник. 2020. №1. С.114-118.DOI: https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2020.01.023

5. Петрова М.К. Структурная энтропия как мера неоднородности металла // XI Международная научно-техническая уральская школа-семинар молодых ученых-металловедов. — Екатеринбург, 2010. С. 111-113.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГЕОМЕТРИИ ТОРЦОВ РЕЛЬСОВ НА ПРОЧНОСТЬ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ТРЕХТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ

**Чумачков И.И., Коновалов С.В.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*
*I.I.Chumachkov@yandex.ru*

В настоящее время наблюдается увеличение грузонапряженности на железнодорожном транспорте. Перед перевозчиком и производителем стоят задачи сохранения высокой безопасности и повышения эксплуатационной стойкости верхнего строения пути. Одним уязвимых мест верхнего строения пути считается зона соединения рельсов. В процессе динамического воздействия колеса на рельс при прохождении болтового или сварного стыка, головка рельса деформируется. Помимо возникновения местной деформации в головке рельса вблизи сварного шва, при прохождении колеса состава по лини сплавления, вся нагрузка сосредотачивается в области минимальных механических свойств и вероятность излома повышается. Бесстыковой путь превосходит звеньевую конструкцию по прочности, долговечности и энергоэффективности, однако, в настоящее время зона сварки продолжает являться узким местом верхнего строения пути и отстает от прочности основного металла.

Не учитывая термическую обработку, в настоящее время для каждого способа сварки существуют индивидуальные управляющие параметры качества. Регулирующие инструменты разрабатываются исключительно для конкретного способа сварки и не могут быть универсальными.

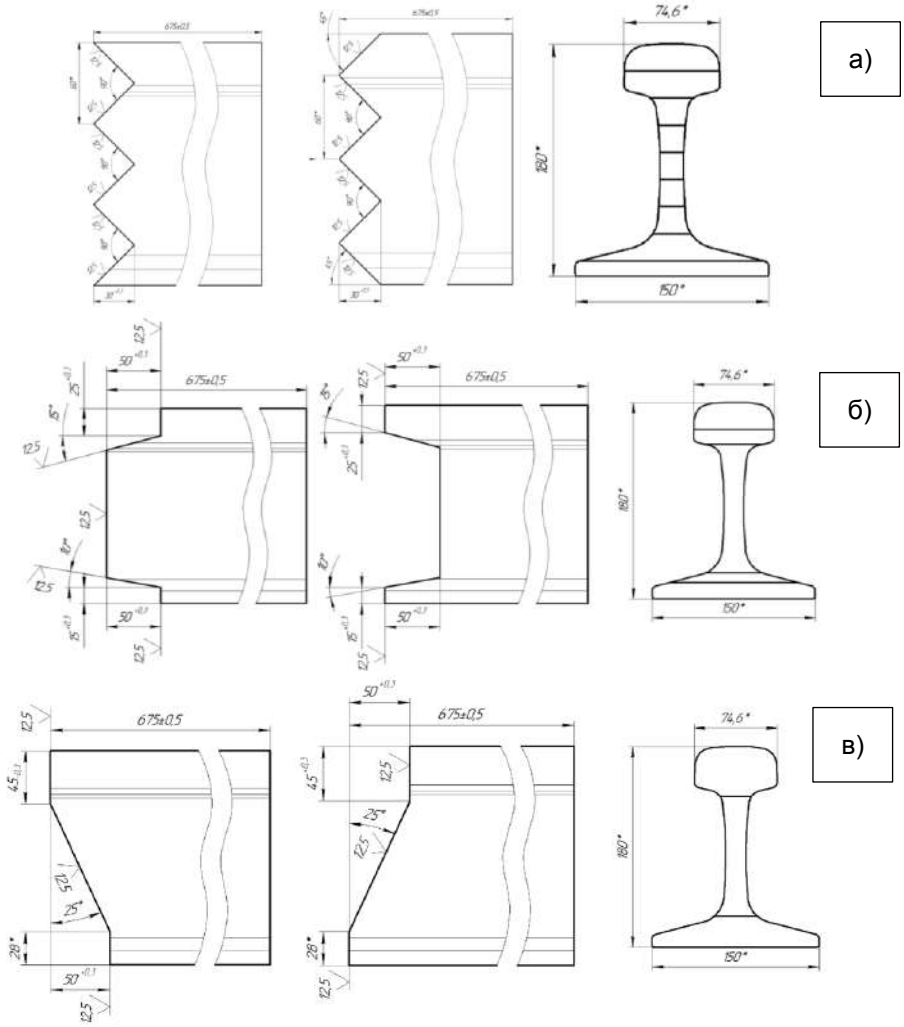
Качество электроконтактной сварки, являющейся наиболее распространенной на территории РФ и стран СНГ, в основном регулируется модернизацией сварочного агрегата и его автоматизацией. Используемые методики обеспечения качества достаточно изучены и развиты. Научным сообществом уделяется меньше внимания альтернативным способам повышения качества. К таким способам относится предварительная фигурная обработка торцов перед сваркой. Теоретически данный управляющий параметр является универсальным и может транслироваться на другие способы сварки.

При изменении геометрических параметров торцов нагрузка перераспределяется. Прочность соединения повышается за счет зон основного металла, пересекающих плоскость сосредоточенной нагрузки в зоне сплавления. Тем не менее, согласно техническим требованиям нормативных документов, косина торца не должна превышать 1 мм. Требования нормативной документации вносят ограничения при исследовании влияния фигурных торцов на качество сварного стыка.

Целью работы явилось исследование влияния геометрии торцов рельсов на прочность при трехточечном нагружении после контактной стыковой сварки пульсирующим оплавлением без использования последующей термической обработки.

Для перераспределения напряжений и изменения доли участков сварного шва в плоскости действия нагрузки, использовали опытные конфигурации фигурных торцов, представленные на рисунке 1.

Сварку полнопрофильных рельсов типа Р65 категории ДТ350 стали марки Э76ХФ производили на машине МСР-63.01А в условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Испытания опытных сварных стыков на статический трехточечный изгиб проводили без термообработки на прессе ПИРС-400М. Нагрузку до разрушения прикладывали на подошву. Пуансон позиционировали по месту сварного шва. Результаты испытаний представлены в таблице 1.




а – в форме пилы, б – паз в шейке, в – косая шейка

Рисунок 1 – Принципиальная схема стыковки проб. Стыки с фигурной конфигурацией

Таблица 1 – Результаты испытания при трехточечном нагружении

| | в форме пилы (а) | паз в шейке (б) | косая шейка (в) | Требования к качеству | |
|---|---|---|---|---|---|
| Усилие, кН | 2230 | 1078 | 2372 | Не менее: | 1800 |
| Стрела прогиба, мм | 25 | 6 | 31,5 | | 21 |

Таким образом, по результатам исследования образцов, отобранных от рельсов типа Р65 категории ДТ3350 стали марки Э76ХФ на машине контактной стыковой сварки пульсирующего оплавления МС63.01А с фигурными торцами установлено, что изменение точки приложения нагрузки по отношению к перпендикулярным горизонту зонам стыка, вызывает перераспределение напряжений, вследствие изменения доли участков сварного шва в плоскости действия нагрузки. Сложные формы с большими и редкими участками металла способствуют перегреву металла и значительно повышают вероятность пороков сварки. Отдельного обсуждения требует вопрос изменения прочности в зависимости от зоны приложения нагрузки, вероятности расхождения рельсов в сварочном агрегате и характер течения металла в процессе образования седловины в зоне термического.

# ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА СПЛОШНЫХ И ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

**Шереметьев В.А.[1], Лезин В.Д.[1], Конопацкий А.С.[1], Теплякова Т.О.[1], Творогов А.И.[1], Костылева А.Н.[1], Лукашевич К.Е.[1], Деркач М.А.[1], Прокошкин С.Д.[1], Браиловский В.[2]**
*[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия*
*[2]Ecole de Technologie superieure, Montreal, Canada*
*sheremetyev@misis.ru*

Благодаря усилиям ученых с начала 2000-х годов разработан новый класс металлических биоматериалов на основе двух-, трех- и четырехкомпонентных метастабильных *β*-сплавов на основе систем Ti-Nb, Ti-Zr, Ti-Ta, Ti-Mo, Ti-Hf, проявляющих эффект сверхупругости и состоящих только из биосовместимых/инертных элементов. Ключевым преимуществом таких сплавов с точки зрения применения в качестве материалов для ортопедических имплантатов является снижение модуля Юнга (40-60 ГПа) до уровня, близкого к плотной костной ткани (5-30 ГПа). Такое снижение жесткости материала имплантата существенно снижает риск возникновения эффекта «экранирования напряжений», который приводит к резорбции костной ткани. Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе системы Ti-Zr-Nb обладают наибольшим потенциалом среди биосовместимых метастабильных *β*-титановых сплавов с точки зрения повышения кристаллографического ресурса обратимой деформации и реализации сверхупругости при температуре человеческого тела. Одна из наиболее перспективных композиций Ti-18Zr-(14-15)Nb (в ат. %), которая обеспечивает большую величину кристаллографического ресурса обратимой деформации - около 6%, выбрана в качестве объекта в этом исследовании.

Активное развитие аддитивных технологий открыло новые возможности для создания персонализируемых имплантатов и пористых материалов из титановых сплавов с повышенной биомеханической совместимостью за счет более низкого (1-10 ГПа) модуля Юнга. Лучшее управление наружной геометрией изделий и параметрами его внутренней поверхности может быть достигнуто методом селективного лазерного плавления (СЛП), который среди методов послойного построения металлических изделий отличается универсальностью, точностью и высоким уровнем детализации. Для получения качественных изделий из нового сплава, в частности Ti-Zr-Nb, методом СЛП, на начальной стадии необходимо определить оптимальные режимы синтеза. Перспективным подходом для определения режимов СЛП является сочетание математического моделирования и экспериментальной верификации, направленной на оценку уровня дефектной пористости и структуры сплава. Последующая термическая обработка (ТО), как инструмент для эффективного управления структурно-фазовым состоянием СПФ, может способствовать реализации высокого комплекса механических и функциональных свойств в готовом изделии.

Применение пористых материалов обусловлено необходимостью имитации строения костной ткани и её свойств (модуль Юнга, прочность на сжатие, биологическая совместимость, склонность к врастанию костной ткани). Прорастание костной ткани в имплантат является одним из наиболее важных свойств и обеспечивает надёжную механическую связь с костью. Это свойство определяется такими макроструктурными параметрами как пористость, размеры, геометрическая форма и распределение пор. Разработке новых и оптимизации геометрии существующих пористых структур для костных имплантатов посвящено большое количество работ в последнее десятилетие. Можно выделить два способа подхода к созданию таких структур: непараметрическое построение, когда структура создаётся на основе геометрии единичного элемента; и параметрическое построение, когда применяется алгоритм, имеющий входные данные в виде параметров пористой структуры (пористость, размер пор), а структура генерируется с некоторым элементом

случайности, основываясь на математических выражениях. Среди существующего разнообразия типов пористых структур для исследования было выбрано три: ромбический додекаэдр, листовой гироид и полиэдры Вороного.

К одному из ключевых недостатков пористых материалов, полученных методом СЛП, относится наличие на внутренней поверхности частично сплавленных частиц порошка, что может которых может приводить к развитию воспалительных процессов после имплантации, снижению усталостной прочности снижение проницаемости. Это негативно влияет на потенциал прорастания костной ткани. Методы удаления этих частиц из титановых пористых структур в основном основаны на химическом травлении, некоторые из которых включают растворы на основе $HF\text{-}HNO_3$. Повышение биологической активности и антибактериальных свойств является дополнительной задачей при модификации поверхности биомедицинских пористых материалов. Синтез и осаждение на поверхности наночастиц серебра предпочтительно для решения этой задачи из-за их надежных антибактериальных свойств. Оптимальное осаждение Ag может предотвратить токсические реакции на здоровых клетках и образование биопленки.

В данной работе на основании моделирования и экспериментальной верификации разработаны режимы СЛП на установке TRUPRINT1000 для получения высокой плотности (>99,5%) изделий из сплава Ti-Zr-Nb. Установлено, что ТО при температурах 500-550 °C в течение 15-30 мин значительно повышает пластичность, немного снижая предел прочности и более существенно - предел текучести. Отжиг при 550 °C, 30 мин позволяет получить наиболее совершенное сверхупругое поведение сплава при отрицательных температурах, что вызвано частичной потерей титана в процессе СЛП и соответствующего понижения температур мартенситных превращений. Для реализации совершенного сверхупругого поведения сплава при температуре тела был скорректирован состав слитка из которого был изготовлен порошок сплава Ti-Zr-Nb для СЛП. Показано, что образцы, полученные сочетанием СЛП и ТО из скорректированного порошка, демонстрируют высокий комплекс механических и функциональных свойств: высокий предел прочности (около 700 МПа), низкий модуль упругости ($E$<55 GPa) и высокая сверхупругая обратимая деформация ($\varepsilon_r^{se}{}_{max}$=2.6%).

Разработаны модели пористых структур на основе ячеек ромбического додекаэдра и листового гироида, а также полиэдры Вороного. Геометрические параметры пористых структур соответствуют высоким требованиям к пористым материалам, обеспечивающим наиболее благоприятные условия для остеоинтеграции. При этом, толщина тонких конструкционных элементов внутренней макроструктуры находится на предельно высоком уровне с точки зрения возможностей метода СЛП. С использованием разработанных моделей из сплава Ti-Zr-Nb методом СЛП изготовлены образцы для модификации поверхности комбинацией динамического химического протравливания и осаждения наночастиц серебра. После такой обработки, внутренняя поверхности пористых материалов, свободная от частиц порошка, однородно населена наночастицами серебра и их агломератами. Показано, что образцы демонстрируют антибактериальную активность, подавляя рост бактерий *E.coli* и *B.subtilis*. Оценка цитосовместимости с использованием сфероидов MG-63 показала хорошее прикрепление, распространение и активную миграцию клеток на поверхности пористых образцов, подтверждая их биосовместимость. Таким образом, способ модификации поверхности, предложенный в этом исследовании, приводит к эффективному подавлению роста бактерий на поверхности пористых материалов из сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb, сохраняя при этом низкую цитотоксичность.

***Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 21-73-10299, https://rscf.ru/project/22-79-10299/.***

# АКУСТИЧЕСКИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫЕ КОЭФФИЦИЕНТЫ СУСПЕНЗИЙ НА ОСНОВЕ ВАЗЕЛИНОВОГО МАСЛА

**Анисимкин В.И., Шамсутдинова Е.С., Кузнецова И.Е.**
*ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия,*
*E-mail: kuziren@yandex.ru*

Контроль свойств жидкостей различных типов является важным аспектом их использования в различных областях, таких как медицина, фармакология, автомобилестроение, экология, химическая промышленность, подводная связь и т.д. [1, 2]. Разрабатываются и усовершенствуются методы контроля электрофизических и механических свойств как полярных, так и неполярных жидкостей [3]. Развитие современного материаловедения привело к созданию различных композитных материалов, которые активно используются в машиностроении. Эксплуатация изделий из этих материалов часто происходит в условиях высоких температур. В этом случае возможно попадание различных микро- и наночастиц в технологические жидкости, таких как машинные масла, топливо и т.д. Это увеличивает потребность в разработке методов контроля для таких жидкостей. Для определения механических свойств жидкости широко используются акустические методы, основанные на использовании различных типов акустических волн, таких как, объемные акустические волны (ОАВ) [4], поверхностные акустические волны с поперечно-горизонтальной поляризацией (ПАВ), волны Лэмба и волны с поперечно-горизонтальной поляризацией в пластинах, как нулевого, так и высших порядков, волны в слоистых средах, щелевые волны и т.д. [5]. В основном работы посвящены определению модулей упругости, плотности и вязкости различных жидкостей и смесей при помощи вышеуказанных акустических волн. Кроме того, активно исследуются температурные зависимости скорости продольной ОАВ для различных жидкостей (вода, спирты, углеводороды, ионные жидкости масла, различные смеси) [6-8].

Однако, при проведении исследований влияния различных суспензий и коллоидных растворов на акустические волны различных типов необходима информация о таких параметрах жидкости как температурный коэффициент продольной компоненты модуля упругости, температурный коэффициент расширения, температурный коэффициент плотности, температурный коэффициент задержки, температурный коэффициент скорости. Для получения этой информации необходимо иметь возможность по одному измерению определить все вышеуказанные параметры. Для этих целей может быть использован метод, основанный на применении продольной ОАВ, распространяющейся в исследуемой жидкости.

В данной работе в качестве объекта исследований выбрано вазелиновое масло (ВМ) с такими наполнителями как микрочастицы активированного угля (АУ) и поверхностно-активная добавка SPAN80. Вазелиновое масло обладает достаточно малыми вязкостью ($\eta$ = 70 сПуаз) и диэлектрической проницаемостью ($\varepsilon$=2.25), что позволяет продольной ОАВ распространяться в ней с незначительными потерями и его использование позволяет создавать достаточно устойчивые суспензии.

Для создания суспензий вазелинового масла с активированным углем в концентрациях 20, 40 и 60 мг/мл таблетки активированного угля размельчались под гидравлическим прессом с максимальным усилием 10 тонн. Затем порошок, вазелиновое масло и шары из нержавеющей стали (d=10 мм, 18 шт.) помещали в размольный стакан для планетарной мельницы Fritsch PULVERISETTE 7 Premium Line (Fritsch, Германия), цикл помола производился со скоростью 300 об/мин в течение 3 минут, после чего наступала пауза на 6 минут. Всего было 20 циклов, функция реверса была включена. Таким образом, была получена суспензия активированного угля в масле, которая оставалась стабильной в течение по крайней мере 5 часов. В случае расслоения жидкой и твердой фазы, использовался ультразвуковой диспергатор МЭЛФИЗ мэф93.1 (Мэлфиз-ультразвук, Россия).

Смесь вазелинового масла и SPAN 80 той же концентрации, что и для суспензий с микрочастицами угля, приготавливали путем механического перемешивания и ультразвукого диспергирования.

Измерения проводились следующим образом. Жидкость помещалась в измерительную ячейку из плавленого кварца с двумя пьезоэлектрическими преобразователям, которые были изготовлены из ЦТС-17 (рис.1, а). Один из преобразователей генерировал продольную ОАВ, а другой являлся принимающим. Диаметр преобразователей составлял 10.5 мм, а рабочая частота – 13 МГц. Измерительная ячейка помещалась в низкотемпературную камеру UC-20CE (Terchy, Тайвань) с шагом изменения температуры 1℃, преобразователи подключались к анализатору цепей KeySight E5061B (Keysight, США), работающему в амплитудно-временном формате $S_{12}$(т), где $S_{12}$ - передаточная функция (вносимые потери), т - время.

На первом этапе измеряли вносимые потери $S_{12}$ при различных температурах T. Из этих измерений определяли временную задержку продольной ОАВ в жидкости. Из полученных данных рассчитывали температурный коэффициент задержки ТКЗ, скорость V, температурный коэффициент скорости TKV, модуль продольной упругости $C_{11}$, температурный коэффициент $C_{11}$, температурный коэффициент линейного расширения жидкости $\frac{1}{l}\frac{dl}{dt}$, температурный коэффициента плотности жидкости $\frac{1}{\rho}\frac{d\rho}{dt}$ и затухание в жидкости α для суспензий АУ и SPAN 80 в вазелиновом масле с концентрациями 20, 40 и 60 мг/мл. Все параметры были нормированы на значения для чистого вазелинового масла при 20℃. Полученные результаты представлены на рис.1, б, в, погрешность ~10%. Следует отметить, что метод был проверен на дистиллированной воде, полученные результаты соответствуют табличным данным [9].

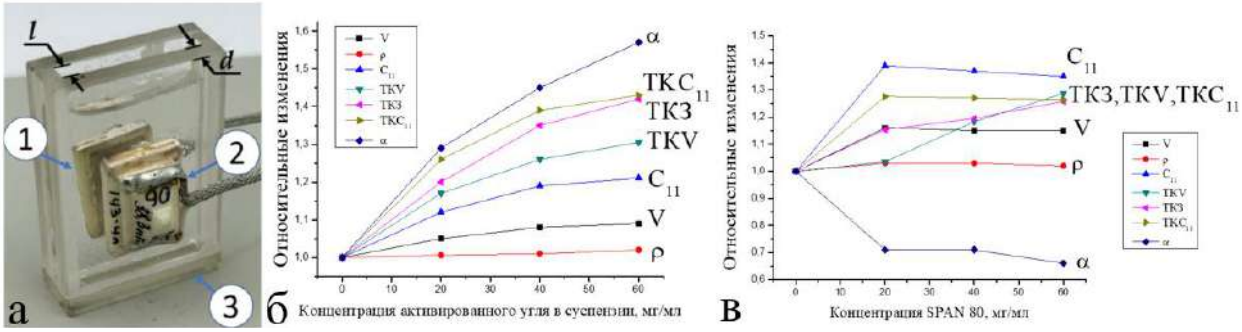



Рисунок 1 – Фотография измерительной ячейки (а), 1 – входной преобразователь, 2 – выходной преобразователь, 3 – кювета из плавленного кварца; концентрационные зависимости изменений механических параметров относительно чистого вазелинового масла для суспензий с АУ (б) и SPAN 80 (в)

Из рис.1, б и рис.1, в видно, что для добавок активированного угля большинство параметров имеют линейный характер, причем наибольшее изменение претерпевают такие параметры, как ТКЗ, TKV, $ТКС_{11}$ и α. Тогда как результаты для суспензий с добавкой SPAN 80 показывают линейные изменения в зависимости от концентрации лишь для ТКЗ и TKV. Остальные параметры испытывают насыщение в диапазоне концентраций от 20 до 40 мг/мл SPAN 80 в ВМ.

Таким образом, показано, что продольная ОАВ является полезным инструментом для многопараметрической характеристики образцов жидкости большого объема (около 1 мл). Скорость, затухание, а также температурные коэффициенты скорости, задержки, модуля упругости, линейного расширения и плотности жидкости могут быть измерены с помощью одного и того же датчика в широком диапазоне температур от -20 до +90℃. Набор измеренных параметров можно рассматривать как акустическое изображение жидкости, отличающее ее от других аналогов.

***Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 20-19-00708П.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Zhuo, Y., Cheng, H.-L., Zhao, Y.-G., Cui, H.-R. Ionic Liquids in Pharmaceutical and Biomedical Applications: A Review. Pharmaceutics, 2024, 16, 151, 10.3390/pharmaceutics16010151

[2] Ismael, M.A., Rosli, M.A.F., Aziz, A.R.A., Mohammed, S.E., Opatola, R.A., El-Adawy, M. Gas to liquid (GTL) role in diesel engine: Fuel characteristics and emission: A review. Cleaner Engineering and Technology, 2024, 18, 100706, 10.1016/j.clet.2023.100706

[3] Shamsutdinova, E.S., Anisimkin, V.I., Fionov, A.S., Smirnov A.V., Kolesov, V.V., Kuznetsova, I.E Improvement of methods for studying the electrophysical and viscous properties of liquids. Acoustical Physics, 2023, 69(1), 87–92, 10.1134/S1063771022700531

[4] Zaitsev B.D., Borodina I.A., Teplykh A.A., Semyonov A.P. Determination of the acoustic wave velocity and attenuation in liquids with different acoustic impedances using an acoustic interferometer. Acoustical Physics, 2023, 69, 503-509, 10.1134/S1063771023600493

[5] Ballantine D.S., White R.M., Martin S.I., Ricco A.J., Zellers E.T., Frye G.C., Wohltjen H. Acoustic wave sensors: Theory, design, and physico-chemical applications. San Diego, USA: Academic Press, 1997

[6] Takagi T., Sawada K., Urakawa H., Ueda M., Cibulka I. Speed of sound in liquid tetrachloromethane and benzene at temperatures from 283.15 K to 333.15 K and pressures up to 30 MPa, J. Chem. Thermodynamics, 2004, 36, 659–664, 10.1016/j.jct.2004.04.013.

[7] Oliveira P.A., Silva R. M. B., Morais G. C., Alvarenga A. V., Costa- Félix R .P. B. Speed of sound as a function of temperature for ultrasonic propagation in soybean oil, Journal of Physics: Conference Series, 2016, 733, 012040, 10.1088/1742-6596/733/1/012040

[8] Dubey G.P. · Singh R., · Ahuja A. Studies on Intermolecular Interactions in Binary Liquid Mixtures of 2-Methyl-1-butanol with Glycol Ethers {$CH_3(OCH_2CH_2)_nOH$}, n = 1,2,3 at Different Temperatures: A Volumetric, Acoustic and Transport Study. International Journal of Thermophysics, 2024, 45, 32, 10.1007/s10765-024-03329-z

[9] Chemical Rubber Company Handbook of Chemistry and Physics. 67th ed. / Ed. R.C. Weast, M.J. Astle, W.H. Beyer. Boca Raton: CRC Press, 1986.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРИРУЮЩЕГО ВОЗДЕЙСТВИЯ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МАГНИТНЫЕ ЖИДКОСТИ АКУСТОЭЛЕКТРОННЫМИ МЕТОДАМИ

**Колесов В.В., Агейкин Н.А., Анисимкин В.И.**
*ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия,*
E-mail: kvv@cplire.ru

Магнитная жидкость представляет собой коллоидный раствор однодоменных ферри- и ферромагнитных частиц в жидкости-носителе. Для придания дисперсной системе необходимой агрегативной устойчивости магнитные частицы покрывают поверхностно-активным веществом. На основе таких жидкостей изготавливают жидкостные уплотнители, магнитоуправляемые смазки, очистители водной поверхности от нефтепродуктов, датчики угла наклона и ускорения [1]. Теоретические и экспериментальные исследования по воздействию магнитной жидкости на характеристики акустических волн описаны в работах [2-3]. В этих работах в качестве зондирующих колебаний использовалась продольная объёмная акустическая волна. В данной работе представлено экспериментальное исследование влияния микродисперсной магнитной среды, в том числе в присутствии внешнего магнитного поля на характеристики акустических волн в пьезоэлектрической пластине.

Для экспериментального исследования влияния магнитной жидкости на характеристики акустических волн в пьезоэлектрической пластине использовался измерительный стенд (Рис. 1).

а) б)

Рисунок 1 – Фотографии измерительного стенда а) вид сбоку, б) вид сверху. 1 – рама (дюралюминий); 2 – держатель контактной площадки и магнита; 3 – макетная плата (фольгированный стеклотекстолит); 4 – пьезоэлектрическая пластина YX LiNbO3 (h=320 мкм); 5 – система встречно-штыревых преобразователей ($\lambda$ = 320 мкм); 6 – кювета из фотополимера; 7 – магнит NdFeB.

Микродисперсной магнитной средой служила магнитная жидкость, у которой дисперсионной средой и фазой являлись дистиллированная вода и Fe2O3 (магнетит ≈ 20 нм диаметр частиц), соответственно. В качестве поверхностно-активного вещества использовалась олеиновая кислота.

Для измерения амплитудно-частотной характеристики (АЧХ) акустическую линию задержки подключали к векторному анализатору цепей Agilent 875ES и проводили измерения в диапазоне частот 10…35 МГц. Эти же измерения проводили в присутствии на поверхности линии задержки пустой кюветы и магнита. Было подтверждено, что пустая кювета и магнит не приводят к изменению АЧХ. Затем в кювету помещали 150 мкл магнитной жидкости и измерения повторялись. На рис. 2 представлены измеренные АЧХ для пластины с пустой кюветой (черная линия) и с кюветой, заполненной магнитной жидкостью (красная линия). Эти же данные приведены в Табл. 1. Анализ показал, что некоторые моды сильно реагируют на присутствие магнитной жидкости, в то время как другие волны реагируют слабо. Например, изменение затухания акустической моды на частоте 26.16 МГц составляет всего 2 дБ, а для моды на частоте 13.62 МГц это изменение составляет 9 дБ. Подобная реакция связана с различной поляризацией возбуждаемых в пластине мод.

Мода на частоте 13.62 МГц имеет большую компоненту смещения, направленную перпендикулярно фронту волны и поверхности пластины, а мода на частоте 26.16 МГц практически не имеет этой компоненты смещения и относится к поперечно-горизонтальному типу волн в пластинах.

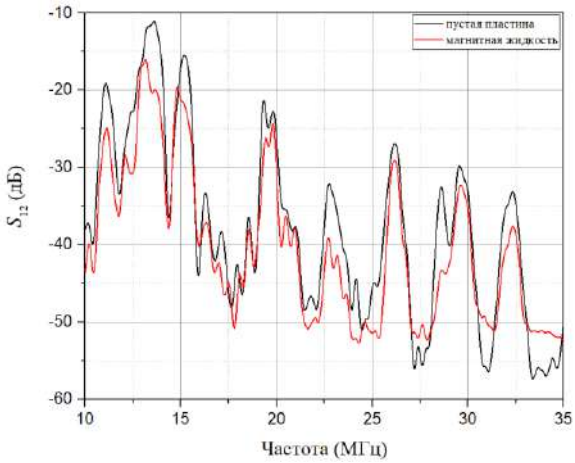



Рисунок 2 – АЧХ акустических волн в пластине YX LiNbO3 (h=320 мкм) при отсутствии магнитной жидкости (черная линия) и в ее присутствии (красная линия).

Таблица 1 – Амплитуда акустических волн для пустой пластины и пластины с магнитной жидкостью.

| Частота акустической волны, МГц | Амплитуда акустической волны в пластине без жидкости, дБ | Амплитуда акустической волны с магнитной жидкостью, дБ |
|---|---|---|
| 11.06 | -19.11 | -25.17 |
| **13.62** | **-11.12** | **-20.0** |
| 15.2 | -15.5 | -21.89 |
| 19.34 | -21.34 | 27.35 |
| **26.16** | **-26.94** | **-29.09** |
| 29.57 | -29.79 | -35.35 |
| 32.34 | -33.08 | -37.61 |

Для исследования влияния внешнего неоднородного магнитного поля под пластиной размещался магнит NdFeB (рис.1). Очевидно, что выстраивание микрочастиц по силовым линиям магнитного поля будет происходить в течение какого-то времени. В связи с этим измерение затухания волны проводилось в течение 60 минут. Для исследования были выбраны моды, характеризующиеся значительным изменением их затухания в присутствии исследуемой жидкости. На рис. 3 приведены временные зависимости затухания некоторых измеренных мод.

Анализ показал, что структуризация частиц возникает в основном в течение 10-20 минут и приводит к изменению затухания акустических волн. Величина этого изменения зависит от типа акустической моды и ее поляризации. Что касается скорости акустических волн в такой структуре, то было обнаружено, что она практически не меняется в присутствии внешнего неоднородного магнитного поля. Это можно объяснить малостью акустического импеданса исследуемой жидкости по сравнению с импедансом материала пластины.

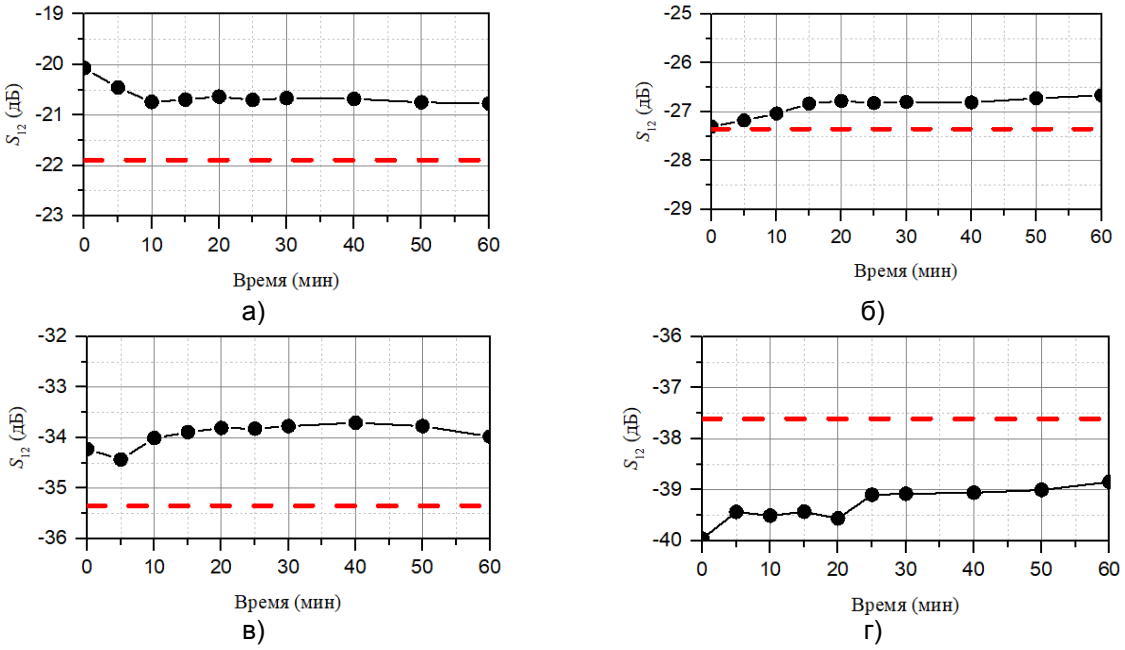



Рисунок 3 – Изменения амплитуды акустических волн от времени в неоднородном магнитном поле (черная линия), красная пунктирная линия – магнитная жидкость без магнитного поля. Частоты акустических волн а) 15.2 МГц, б) 19.34 МГц, в) 29.57 МГц, г) 32.34 МГц.

Таким образом, в результате проведенных исследований показана возможность использования пьезоактивных акустических волн в пластинах для регистрации эффекта структурирования магнитных жидкостей в присутствии внешнего неоднородного магнитного поля.

***Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства высшего образования и науки России (соглашение 075-15-2023-580).***

ЛИТЕРАТУРА

1. В.М. Полунин, А.М. Стороженко, П.А. Ряполов, Г.В. Карпова // Механика нано- и микродисперсных сред // Под ред. В.М. Полунина. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2015. – 192 с. – ISBN 978-5-9221-1640-4.

2. Sokolov, V.V. // Wave propagation in magnetic nanofluids (A review) // Acoust. Phys. 56, 972–988 (2010). https://doi.org/10.1134/S1063771010060229

3. Соколов В.В., Осипов М.И. // Анизотропия скорости ультразвука в магнитореологической жидкости // Вестник Московского государственного областного университета. Серия: Физика-математика. 2018. - № 3. - С. 77–82. DOI: 10.18384/2310-7251-2018-3-77-82

# ИССЛЕДОВАНИЕ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВАХ TiNiCu И ТН-1В

**Гусева А.В.[1], Плотников В.А.[2], Грязнов А.С.[3]**
*[1,2]Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия*
*[3]Алтайский государственный медицинский университет, г. Барнаул, Россия*
[1]schannavac@mail.ru

Для исследования процесса генерации и релаксации реактивных напряжений были выбраны сплавы $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ и ТН-1В, обладающие эффектом памяти формы, сверэластичностью и способностью к деформации. Эксперимент заключался в предварительном отжиге образцов из сплавов при температуре 700°С. После отжига образец охлаждался до температуры 200°С и нагружался грузом нужной массы с дальнейшим охлаждением до комнатной температуры. После охлаждения образца до комнатной температуры деформация фиксировалась с помощью нити, закреплённой на тензодатчике, затем производился нагрев образца до температуры 200°С, сопровождающийся образованием аустенитной фазы, которое является одним из ключевых механизмов генерации реактивных напряжений. По причине того, что деформация была зафиксирована, невозможно наблюдать изменения формы образца при нагреве. Однако, с помощью тензодатчика регистрируются реактивные напряжения, которые возникают в материале, когда он стремится восстановить предварительно накопленную деформацию. Затем снова происходит нагрев и охлаждение образца с уже зафиксированной ранее деформацией. Процесс циклирования происходит до тех пор, пока значения реактивных напряжений не выйдут на насыщение.

Для каждого цикла серий эксперимента были вычислены значения реактивных напряжений, возникающих в образцах. Полученные результаты представлены на рис. 1 для сплавов $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ и ТН-1В соответственно.

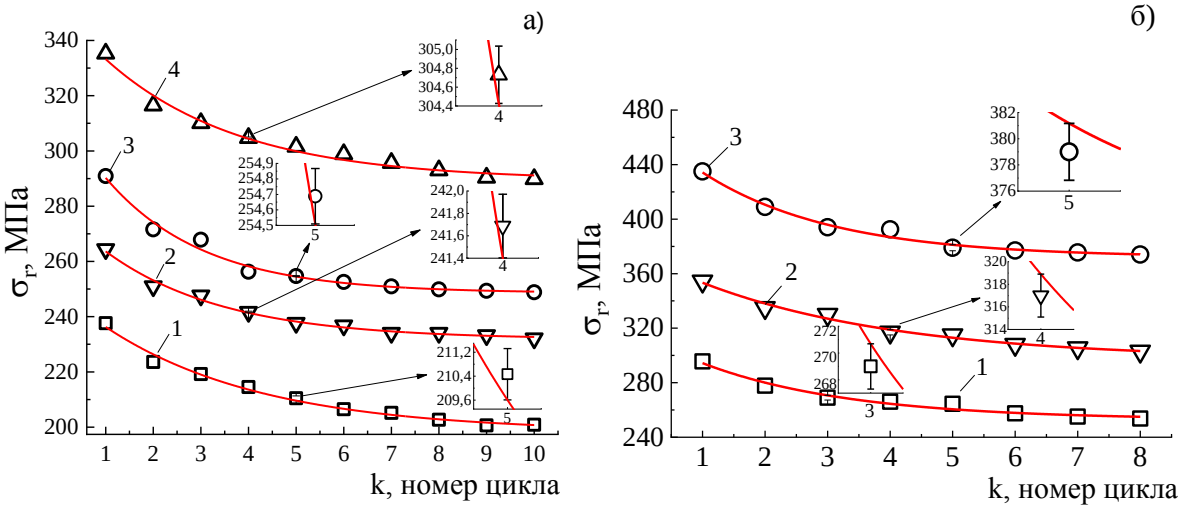



Рисунок 1 – Зависимость реактивных напряжений от номера цикла в серии экспериментов и аппроксимация функцией (1): а) сплава $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$: 1 – при 40 МПа; 2 – при 67 МПа; 3 – при 107 МПа; 4 – при 186 МПа, б) сплава ТН-1В: 1 – 46 МПа; 2 – 61 МПа; 3 – 101 МПа. Примечание. Во вставках представлен интервал разброса значений реактивных напряжений в циклах

Как следует из данных рисунка 1, в первом цикле серий эксперимента в сплавах $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ и ТН-1В реактивные напряжения достигают своих наибольших значений, в последующих же циклах происходит снижение значений реактивных напряжений. Зависимость реактивных напряжений от номера цикла можно проанализировать, аппроксимировав ее экспоненциальной функцией (1).

$$\sigma(k) = \sigma_0 + \sigma_A \cdot exp(-\beta \cdot k) \quad (1)$$

Результаты аппроксимации зависимости реактивных напряжений от номера цикла формулой (1), приведенных на рис. 1, представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 – Параметры аппроксимирующей функции (1) для сплава $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$

| Нагрузка, МПа | $\sigma_0$, МПа | $\sigma_A$, МПа | β | $R^2$ |
|---|---|---|---|---|
| 40 | 199±1,6 | 51,5±2,1 | 0,36±0,03 | 0,989 |
| 67 | 232±0,9 | 47,5±2,4 | 0,37±0,05 | 0,990 |
| 107 | 249±1,2 | 67,9±4,8 | 0,37±0,03 | 0,986 |
| 186 | 290±2 | 62,6±3,8 | 0,35±0,05 | 0,982 |

Таблица 2 – Параметры аппроксимирующей функции (1) для сплава ТН-1В

| Нагрузка, МПа | $\sigma_0$, МПа | $\sigma_A$, МПа | β | $R^2$ |
|---|---|---|---|---|
| 46 | 253±2,8 | 63,3±5,5 | 0,42±0,01 | 0,977 |
| 61 | 297±4,3 | 77,2±4 | 0,43±0,05 | 0,982 |
| 101 | 372±3 | 98,4±7,7 | 0,43±0,03 | 0,984 |

Здесь $\sigma_0$ – свободный член в уравнении (1), имеющий смысл реактивного напряжения насыщения, $\sigma_A$ – реактивное напряжение, обусловленное упрочнением в полуцикле свободного охлаждения под нагрузкой. Коэффициент β в показателе экспоненты в уравнении (1) является важной характеристикой, формально определяющей скорость снижения значений реактивных напряжений при увеличении номера цикла в условиях заневоленности образца. В данном случае, коэффициент β свидетельствует о том, что уменьшение реактивных напряжений в серии циклов мартенситных превращений обусловлено изменением структуры в исследуемых сплавах [1].

Известно, что при совершении цикла термоупругих мартенситных превращений в сплавах на основе никелида титана наблюдается фазовый наклеп, обусловленный накопление необратимых структурных дефектов, в первую очередь, полных дислокаций [2]. Очевидно, фазовый наклеп приводит к упрочнению сплава [3], а также может приводить к стабилизации мартенситной фазы [4], то есть являться фактором, влияющим на процессы генерирования реактивных напряжений в циклах мартенситных превращений. Стабилизация мартенситной фазы означает, что при проведении циклов мартенситных превращений количество мартенситных кристаллов, участвующих в прямых и обратных превращениях, уменьшается. То есть причиной насыщения реактивных напряжений является выход на насыщение стабилизированной мартенситной фазы вследствие насыщения фазового наклепа в циклах термоупругих мартенситных превращений [5]. Иными словами, в ходе термоциклирования образцов выход на насыщение реактивных напряжений есть следствие прекращения стабилизация мартенситной фазы. Таким образом, коэффициент β является с одной стороны параметром, характеризующим склонность данного сплава к фазовому наклепу, с другой – характеризует склонность сплава к стабилизации мартенситной фазы.

Установлено, что величина реактивных напряжений в сплавах на основе никелида титана экспоненциально снижается при многократном циклировании термоупругих мартенситных превращений B2→B19′ и B19′→B2. Коэффициент β в показателе экспоненты является структурным параметром, характеризующим процесс стабилизации мартенситной фазы в ходе термоциклирования сплава. В наших экспериментах стабилизация мартенситной фазы обусловлена накоплением структурных дефектов, определяемое как фазовый наклеп. Характерно, что коэффициент β для рассматриваемых сплавов не зависит от нагрузки и одинаков в пределах погрешности эксперимента во всех сериях экспериментов, то есть может служить в качестве параметра, характеризующего склонность данного сплава к фазовому наклепу и стабилизации мартенситной фазы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Борисова С.Д., Монасевич Л.А., Паскаль Ю.И. Кристаллографический расчет обратимой деформации при эффектах памяти формы никелида титана // Металлофизика. 1983. т.5. №2. С. 66-70.

2. Паскаль Ю.И., Ерофеев В.Я., Монасевич Л.А. Кинетика мартенситного превращения в сплавах на основе TiNi под постоянной внешней нагрузкой // Металлофизика. – 1984. – Т. 6. – № 6. – С. 36.

3. Клопотов А.А., Ясенчук Ю.В., Голобоков Н.Н. и др. Рентгеноструктурные исследования мартенситных превращений в никелиде титана под действием внешней нагрузки // ФММ. 2000. Т. 90. № 4. С. 59-62.

4. Плотников В.А., Монасевич Л.А., Паскаль Ю.И. Исследование фазового наклепа и его отжига в сплавах на основе TiNi методом акустической эмиссии // ФММ. – 1986. – Т. 61. – № 4. – С. 769–773.

5. Ерофеев В.Я., Монасевич Л.А., Павская В.А., Паскаль Ю.И. Фазовый наклеп при мартенситном превращении никелида титана // ФММ. – 1982. – Т. 53, №5. – С. 963-965.

# МИКРОСТРУКТУРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ НАВЕДЕНИЯ МАРТЕНСИТА НАПРЯЖЕНИЯМИ

**Ребров Т.В.[1], Беляев Ф.С.[2], Волков А.Е.[1], Вуколов Е.А.[1]**
*[1]Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*
*st063189@student.spbu.ru*

Сплавы с памятью формы (СПФ) применяются в различных отраслях промышленности для создания устройств, активируемых теплом. Одним из ключевых аспектов, которые необходимо учитывать для их исправной работы, является эффект стабилизации мартенсита (ЭСМ), выражающийся в повышении температуры, при которой происходит восстановление предварительно заданной деформации. Существует несколько способов задания предварительной деформации: первый – активное деформирование образца в мартенситном состоянии, второй – охлаждение под постоянной нагрузкой, третий – наведение мартенсита напряжениями в образце, находящемся в аустенитном или двухфазном состоянии. Для каждого из этих способов ЭСМ проявляется по-разному. В ряде работ была выдвинута гипотеза, что причиной ЭСМ является повреждение междоменных границ при росте или переориентации мартенситных пластин, которое зафиксировано также прямыми электронно-микроскопическими наблюдениями.

Данная работа направлена на моделирование ЭСМ после реализации третьего способа предварительной деформации. Для расчета изменения температуры начала восстановления деформации применяется микроструктурная модель, которая учитывает различные факторы, влияющие на протекание мартенситных превращений. Для описания ЭСМ в модель введена внутренняя переменная $\zeta$, отвечающая за степень повреждённости границ мартенсита. Для этого использовались формулы:

$$d\zeta = k_1 \frac{(\Phi_M - \Phi_{crit})H(\Phi_M - \Phi_{crit})}{(1-\Phi_{crit})(1+k_3\zeta^2)} d\tilde{r} H(d\tilde{r}), \quad (1)$$

$$d\zeta = \frac{\zeta_1 - \zeta}{\Phi_M(1+k_3\zeta^2)} d\Phi_M H(d\Phi_M), \text{где } \zeta_1 = k_2 \frac{(\Phi_M - \Phi_{crit})H(\Phi_M - \Phi_{crit})}{(1-\Phi_{crit})} \tilde{r}, \quad (2)$$

$$d\zeta = 0 \quad (3)$$

Формула (1) отвечает за расчёт изменения поврежденности при силовой переориентации мартенсита, (2) – при прямом мартенситном превращении (МП), (3) – при обратном МП. $k_1, k_2, k_3$ – константы материала. Здесь $\Phi_M$ – объёмная доля мартенсита, $\Phi_{crit}$ – критическое значение объёмной доли мартенсита, при которой начинается рост повреждённости межмартенситных границ, $H$ – функция Хевисайда, $\tilde{r} = \frac{\sum_{n=1}^{N} |\Phi_n - \Phi_M|}{N\Phi_M}$ – степень ориентированности мартенсита, $N$ – количество вариантов мартенсита, $\Phi_n/N$ — объёмная доля $n$-ого варианта мартенсита.

В результате моделирования были подобраны значения материальных констант, благодаря которым удалось описать ЭСМ после задания предварительной деформации третьим способом. Полученные теоретические данные оказались в хорошем качественном соответствии с экспериментальными. Модель также позволила описать частичную «дестабилизацию» мартенсита – сдвиг температуры начала обратного превращения в меньшую сторону при малых предварительных деформациях в СПФ.

***Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 23-29-01006.***

# ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ПАРАМЕТРОВ РЕШЁТКИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ Ti-Ni И Ti-Zr-Nb С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

**Страхов О.В., Дубинский С.М., Щетинин И.В., Прокошкин С.Д.**
*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*
*strakhov.ov@misis.ru*

Системы Ti-Ni и Ti-Zr-Nb являются одними из самых интенсивно исследуемых сплавов с памятью формы (СПФ) на основе титана. Их функциональные свойства, такие как сверхупругость и эффект памяти формы, реализуются за счёт термоупругого мартенситного превращения (ТУМП) B2↔B19’ и β↔α”. Величина деформации, которую материал может накопить и вернуть при реализации ТУМП называется кристаллографическим ресурсом обратимой деформацией и определяется разницей между связанными параметрами решётки аустенита и мартенсита. Поэтому особое внимание уделяется исследованию параметров решёток аустенита и мартенсита. B2- и β-аустениты имеют кубическую решётку с классическим для металлов поведением при тепловом расширении и хорошо изучены. Однако, B19’- и α’’-мартенситы имеют более сложную кристаллическую решётку с некоторыми аномалиями. Одной из наиболее распространённой и хорошо изученной аномалией является нетипичное изотермическое сжатие по некоторым кристаллографическим направлениям, которые индивидуальны для B19’- и α’’-мартенситов. Но исследования нетипичного теплового расширения или связанных с ним анизотропных упругих свойств не учитывают постоянства симметрии (сингонии) решётки. Также нет доказательств стабильности решётки мартенсита во времени, особенно в диапазоне температур выше $A_s$, когда мартенсит становится нестабильным.

С целью изучения аномального поведения кристаллических решёток B19’- и α’’-мартенситов было проведено рентгенографическое *in situ* и *ex situ* исследование в температурном диапазоне от ≤-180 °C до 70 °C (Ti-Ni) и от ≤-180 °C до 150 °C (Ti-Zr-Nb) со скоростями нагрева/охлаждения в диапазоне от 0,03 °C/сек до ≥50 °C/сек, включая выдержку в течение 12 часов при температуре выше $A_н$ и 30 дней при комнатной температуре. Параметры решёток B19’- и α’’-мартенситов рассчитаны с учётом критерия Фишера методом наименьших квадратов, разработанного к.ф.-м.н. А.В. Коротицким.

В результате проведённых исследований показано, что параметры решёток B19’- и α’’-мартенсита при нагреве изменяются в сторону «генетически» связанных параметров решёток B2- и β-аустенитов. Кроме того, данные параметры остаются постоянными даже при температурах выше $A_н$ и не меняют свои значения, характерные для каждой температуры, независимо от скорости охлаждения – нагрева даже после быстрой закалки до температуры жидкого азота. Также ширина рентгеновских линий B19’- и α’’-мартенситов, форма их пиков и критерий Фишера, значение которого меньше критического, остаются постоянными во всём температурном интервале их существования, а обратные мартенситные превращения B19’→B2 и α’’→β протекают без явлений, подобным предмартенситным, как например формирование нано-доменов в B2- и β-аустенитах.

***Исследование выполнено при финансовой поддержке стратегического проекта «Биомедицинские материалы и биоинженерия» в рамках реализации программы «Приоритет 2030» НИТУ МИСИС.***

# ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}(B_{0,3})$ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

**Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е., Дмитриенко М.С., Чумляков Ю.И.**
*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия,*
*jet_n@mail.ru*

Ферромагнитные сплавы Гейслера на основе NiFeGa с термоупругими мартенситными превращениями (МП) представляют большой практический интерес для использования в качестве датчиков, силовых приводов, манипуляторов и твердотельных холодильников. К настоящему времени хорошо исследованы функциональные свойства этих сплавов – эффект памяти формы, сверхэластичность, эластокалорический эффект. Основной трудностью использования сплавов NiFeGa является высокая стоимость и трудоемкость получения монокристаллов, проявляющих отличные функциональные свойства. Поликристаллы же просты в получении, тем не менее испытывают зернограничное растрескивание при многократных воздействиях, что снижает циклическую стабильность функциональных свойств и приводит к разрушению материала [1]. Основными методами повышения циклической стабильности являются измельчение зерна, повышение пластичности за счет выделения пластичных фаз (γ- и γ′-фазы) и микролегирование бором [2, 3]. Однако, согласно [4] поликристаллы на основе NiFeGa при температурах ниже 673 К достаточно хрупкие (величина заданной деформации до разрушения не превышает 15–25 %), что затрудняет процесс измельчения зерна путем интенсивной пластической деформации. В рамках работы исследована температурная зависимость деформирующих напряжений и выяснено влияние относительно простой термомеханической обработки (горячей прокатки) на особенности микроструктуры сплавов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ и $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$, а также на характер развития МП в свободном состоянии.

В работе проанализирована пластичность (степень заданной деформации без разрушения $\varepsilon_{пл}$) при высоких температурах сплавов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ и $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ после вакуумно-дуговой плавки. При температурах выше 773 К $\varepsilon_{пл}$ превышает 50 % (таблица 1). На основе этих данных проведена горячая прокатка сплавов NiFeGa(B) при температуре выше 973 К с уменьшением толщины до 50 %. Показано, что при такой термомеханической обработке материал не подвергается растрескиванию, присутствуют только шероховатость и окалина на поверхности (рисунок 1).

Таблица 1 – Критические напряжения и степень заданной деформации без разрушения при различных температурах.

| | $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ | | $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ | |
|---|---|---|---|---|
| Т, К | $\sigma_{01}$, МПа | $\varepsilon_{пл}$, % | $\sigma_{01}$, МПа | $\varepsilon_{пл}$, % |
| 773 | 600 | 52,5 | 584 | 68,2 |
| 873 | 208 | 70,4 | – | – |
| 973 | 65 | 78,6 | 83 | 70,1 |
| 1173 | 13 | 79,8 | – | – |

После вакуумно-дуговой плавки сплав $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ находится в однофазном состоянии, в сплаве $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ присутствует малая (менее 4 %) объемная доля частиц γ-фазы (до 1 мкм), расположенных по границам зерен. После горячей прокатки средний размер зерна в кристаллах NiFeGa не изменяется и составляет 200 мкм, что говорит о рекристаллизации материала в процессе горячей прокатки. В сплаве NiFeGaB, микролегированном бором рекристаллизация замедлена, горячая прокатка приводит к уменьшению среднего размера зерна с 60 до 20 мкм. В обоих

сплавах в процессе прокатки происходит выделение дисперсных частиц по границам зерен толщиной 1–3 мкм и в теле зерна (длиной до 20 мкм).

Рисунок 1 – Изображение пластины сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ до и после горячей прокатки

Химический состав и структура частиц исследованы методами электронной микроскопии. Согласно данным, химический состав частиц близок к составу частиц γ-фазы ($Ni_{54,5}Fe_{25,6}Ga_{19,9}$, неупорядоченная ГЦК-решетка [5]), однако на картине микродифракции присутствуют дополнительные сверхструктурные рефлексы, отвечающие частицам γ′-фазы ($Ni_{57,4}Fe_{17,2}Ga_{25,4}$, упорядоченная $L1_2$-решетка [5]). Темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе демонстрирует наличие наноразмерных частиц γ′-фазы, распределенных внутри крупных частиц γ-фазы. Согласно [6] γ′-фаза в сплавах Гейслера обладает более высокими прочностными свойствами чем низкопрочная пластичная γ-фаза. Поэтому, предположительно, такая модификация структуры должна привести к повышенным прочностным свойствам материала (упрочнение γ-фазы наноразмерными дисперсными частицами γ′-фазы).

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии показано частичное подавление развития МП, заключающееся в существенном уменьшении изменения энтальпии при развитии МП, что снижает возможность использования функциональных свойств. В работе обсуждаются возможные термические обработки, которые могут привести к восстановлению степени превращения при сохранении микроструктуры материала.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00150.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Y. Xu, et al. / Large and reversible elastocaloric effect in dual-phase Ni54Fe19Ga27 superelastic alloys // Applied Physics Letter. – 2015. – V. 106. – P. 201903.

2. M. Imran, X. Zhang / Recent developments on the cyclic stability in elastocaloric materials // Materials and Design. – 2020. – V. 195. – P. 109030.

3. Z. Yang, et al. / Ultrahigh cyclability of a large elastocaloric effect in multiferroic phase-transforming materials // Materials Research Letters. – 2019. – V. 7. – P. 137–144.

4. X-M. Huang et al. / Enhanced cyclic stability and enlarged working temperature window of NiFeGa elastocaloric refrigerant via introducing strong texture and ductile interfacial precipitate // Scripta Materialia. – 2023. – V. 234. – P. 115544.

5. A. Biswas, M. Krishnan / Deformation studies of $Ni_{55}Fe_{19}Ga_{26}$ ferromagnetic shape memory alloy // Physics Procedia. – 2010. – V. 10. – P. 105–110.

6. S.Y. Yang et al. / The mechanism clarification of Ni–Mn–Fe–Ga alloys with excellent and stable functional properties // Journal of Alloys and Compounds. – 2013. – V. 560. – P. 84–91.

# ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Cu ИЗ МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛАСТИН

**Киеккужина Л.У., Пархимович Н.Ю., Даниленко В.Н.**
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*
*leilamtm@mail.ru*

Кручение под высоким давлением (КВД) является перспективным методом для получения материалов с улучшенными свойствами [1]. К таким материалам относятся металломатричные композиты, получаемые путем деформации КВД разнородных металлов. Из-за особенностей метода КВД структура полученных образцов вдоль радиуса неоднородна. Повышение однородности возможно путем увеличения количества оборотов и, как показано на примере образцов Al и Mg, путем увеличения слоев исходной заготовки [2]. В данной работе представлены результаты исследования структуры и механических свойств металломатричного композита, полученного деформацией КВД многослойных пластин Al и Cu.

В данном исследовании использовали технически чистые пластины алюминия и меди размерами 7x7 мм и толщиной 0,2 мм. В стопку укладывали с последовательным чередованием 6 пластин Al и 5 пластин Cu. Деформацию КВД проводили в неограниченных условиях под давлением 6 ГПа на 5 оборотов со скоростью 1 об/мин при комнатной температуре. Структуру и элементный состав поперечного сечения образца исследовали на растровом электронном микроскопе Tescan Vega 3 SBH. Микротвердость образца в поперечном сечении измеряли на микротвердометре Axiovert 100A MHT-10.

Полученный образец в поперечном сечении не имеет видимых дефектов в виде несплошностей или трещин. В центральной части образца наблюдается многослойная структура, состоящая из алюминия и меди. По направлению к краю наблюдается измельчение слоев меди. В зоне половины радиуса слои меди тонкие и расположены однородно в матрице алюминия. На краю образца структура не менее однородна, чем на половине радиуса. В целом структура данного образца более однородна, чем трехслойного образца полученного при большей деформации КВД [3].

Распределение значений микротвердости по радиусу так же неоднородно. Наблюдается плавное повышение значений от 1,5 ГПа в центральной части до 3,5 ГПа на краю образца.

Таким образом, деформацией кручением под высоким давлением многослойной заготовки из алюминия и меди был получен образец, структура которого более однородна, чем в образцах с меньшим числом слоев.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. Prog. in Material Sci., 53, PP. 893-979 (2008)

2. M. Kawasaki, J.K. Han, D.H. Lee, J.I. Jang, T.G. Langdon. Fabrication of nanocomposites through diffusion bonding under high-pressure torsion. Journal of Materials Research, 33(18), 2700-2710 (2018).

3. Danilenko, V. N., Korznikova, G. F., Zhilyaev, A. P., Sergeev, S. N., Khalikova, G. R., Khisamov, R. K., Nazarov K.S., Kiekkuzhina L.U. & Mulyukov, R. R. Effect of annealing on the structure and phase composition of Al-Cu laminated metal-matrix composites produced by shear deformation under pressure. In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering,Vol. 447, No. 1, p. 012021 (2018)

# СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЙ-ЖЕЛЕЗНЫХ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ

**Голубев Р.А.[1,2], Рубаник В.В.[1], Рубаник В.В. мл.[1], Критченков И.С.[1,3], Критченков А.С.[1,2]**

[1]*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь*
*ita@vitebsk.by*
[2]*Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумбы, г. Москва, Россия*
[3]*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия*

Слоистые двойные гидроксиды (СДГ) представляют собой класс неорганических материалов, состоящих из положительно заряженных слоев, образованных гидроксидами металлов, и отрицательно заряженных межслоевых групп (анионов), которые компенсируют положительный заряд слоев. Эта уникальная структура позволяет слоистым двойным гидроксидам находить широкое применение во множестве сфер. Одно из перспективных направлений исследования СДГ связанно с их использованием в качестве сорбентов, поскольку синтез слоистых двойных гидроксидов не требует дорогих химических реактивов и сложного лабораторного оборудования, а по эффективности сорбции некоторые СДГ могут стоять наравне с коммерческими сорбентами.

Сотрудниками ИТА НАН Беларуси было выявлено, что с использованием в синтезе ультразвука можно значительно сократить время получения конечного продукта, а полученные таким способом СДГ могут проявлять сорбционную способность отличную от СДГ, полученных традиционным методом [1].

В связи с вышесказанным цель данной работы заключается в ультразвуковом синтезе Mg/Fe слоистого двойного гидроксида с соотношением катионов металлов 3:1 и исследовании процесса сорбции одного из наиболее токсичных поллютантов – хромата-аниона. Для контрольного эксперимента был синтезирован такой же слоистый двойной гидроксид, но с использованием традиционного метода соосаждения. Для синтеза СДГ в качестве источников катионов металлов были выбраны нитрат магния(II) и нитрат железа(III), а в качестве осаждающего реагента – гидроксид натрия. Образование гидроксидов магния(II) и железа(III) протекает в соответствии с уравнениями реакций:

$$Mg(NO_3)_2 + 2NaOH = Mg(OH)_2 + 2NaNO_3$$
$$Fe(NO_3)_2 + 3NaOH = Fe(OH)_3 + 3NaNO_3.$$

В случае традиционного подхода к синтезу СДГ для созревания продукта с характерной слоистой структурой реакционную смесь выдерживают при температуре 100°C в течение суток или 3 суток. При ультразвуковом синтезе стадия термической обработки, в отличие от традиционного способа, заменяется ультразвуковой обработкой (УЗО) в кавитационном режиме на частоте 22 кГц, в течение 5, 10, 30 минут или же 1 часа.

После проведения синтеза полученные образцы были высушены и использованы в эксперименте по сорбции хромат-аниона, который проводили следующим образом:

1. Готовили раствор хромата калия для каждого образца, с концентрацией в нём вещества 0,002 моль;
2. В каждый раствор добавляли по 0,084 г соответствующего образца;
3. Из растворов через определённый промежуток времени отбирали аликвоты, в которые добавляли дифенилкарбазид для увеличения чувствительности определения хромат-аниона (см. табл. 1) [2];
4. Измеряли оптическую плотность растворов относительно дистиллированной воды на спектрофотометре КФК-3 при длине волны равной 540 нм. Оптическая плотность растворов пропорциональная содержанию в них хромат-аниона [2].

Данные оптических плотностей (А), полученных на спектрофотометре, представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Значения оптических плотностей в зависимости от образца СДГ

| Время | А, в зависимости от образца СДГ | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Трад. синтез 24 часа | Трад. синтез 72 часа | УЗО 5 мин | УЗО 10 мин | УЗО 30 мин | УЗО 1 час |
| контроль | 0.515 | 0.556 | 0.540 | 0.540 | 0.545 | 0.550 |
| 10 мин | 0.452 | 0.480 | 0.479 | 0.469 | 0.473 | 0.465 |
| 1 час | 0.418 | 0.452 | 0.470 | 0.425 | 0.446 | 0.441 |
| 2 часа | 0.370 | 0.390 | 0.450 | 0.403 | 0.393 | 0.306 |
| 4 часа | 0.352 | 0.369 | 0.425 | 0.385 | 0.318 | 0.336 |
| 1 сутки | - | 0.259 | 0.218 | 0.187 | 0.336 | - |
| 2 суток | - | 0.274 | 0.221 | 0.183 | - | - |
| 3 суток | 0.301 | 0.298 | 0.268 | - | - | 0.413 |
| 4 суток | 0.341 | 0.336 | - | - | 0.424 | 0.425 |
| 5 суток | 0.378 | - | - | 0.283 | 0.429 | 0.447 |
| 6 суток | 0.402 | - | 0.313 | 0.322 | 0.457 | 0.433 |
| 7 суток | 0.429 | 0.358 | 0.354 | 0.362 | 0.442 | 0.470 |
| 8 суток | - | 0.392 | 0.391 | 0.376 | 0.425 | - |
| 9 суток | - | 0.403 | 0.416 | 0.402 | - | - |
| 10 суток | 0.445 | 0.414 | 0.425 | - | - | 0.483 |
| 11 суток | 0.469 | 0.426 | - | - | 0.499 | 0.493 |
| 12 суток | - | - | - | 0.433 | - | - |
| 13 суток | - | - | 0.458 | - | - | - |

Исходя из полученных экспериментальных данных был построен график зависимости оптической плотности (содержания хромата) от времени (рисунок 1).

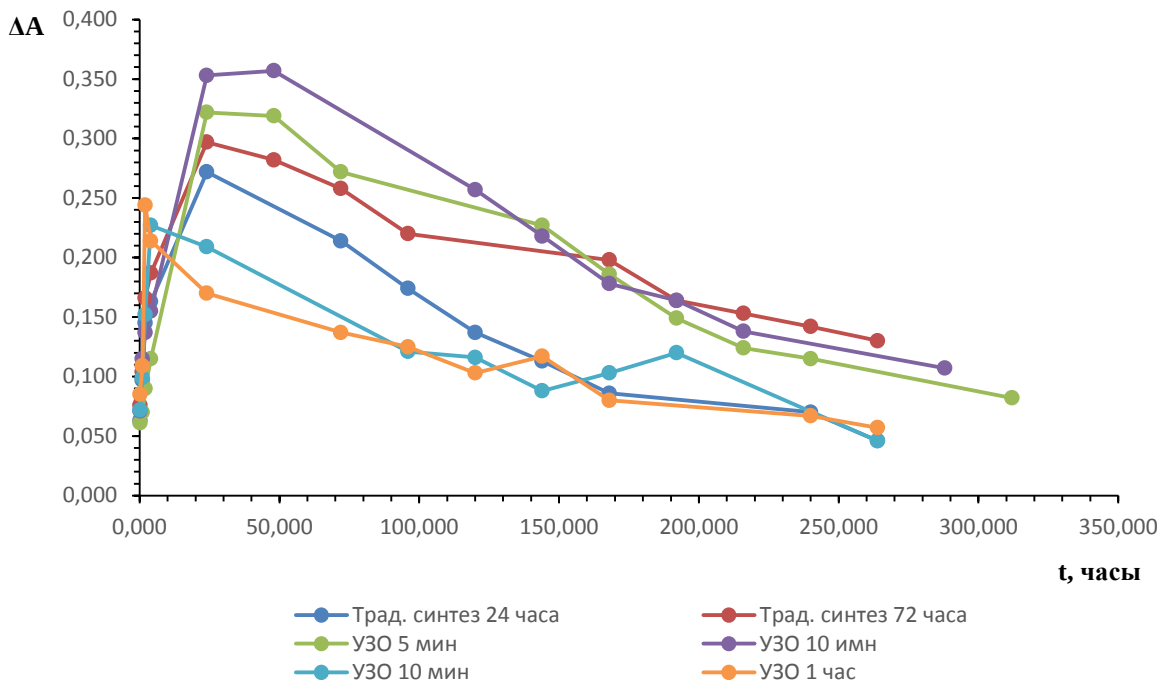



Рисунок 1 – Значения оптических плотностей растворов хромата в зависимости от применяемого образца СДГ

Согласно данным, представленным на рисунке 1, можно сделать вывод, что большая часть хромата сорбируется приблизительно за сутки, после чего постепенно происходит его десорбция обратно в раствор.

Также стоит отметить, что образцы СДГ, синтезированные при помощи ультразвука в течение 5 и 10 минут, обладают наибольшей сорбционной способностью, в то время как воздействие ультразвука в течение 30 мин и 1 часа показывает самые низкие значения.

***Работа выполнена при финансовой поддержке отдельного проекта фундаментальных и прикладных научных исследований «Ультразвуковой синтез слоистых двойных гидроксидов для медицинских целей»***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Salak A.N., Vieira D.E.L., Lukienko I.M. et al. High-Power Ultrasonic Synthesis and Magnetic-Field-Assisted Arrangement of Nanosized Crystallites of Cobalt-Containing Layered Double Hydroxides. ChemEngineering, 2019, vol. 3, no. 3, article number 62. DOI: 10.3390/chemengineering3030062

2. Lace A, Ryan D, Bowkett M, Cleary J. Chromium Monitoring in Water by Colorimetry Using Optimised 1,5-Diphenylcarbazide Method. Int J Environ Res Public Health. 2019 May 21;16(10):1803. doi: 10.3390/ijerph16101803.

# ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКАЯ ЭДС В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

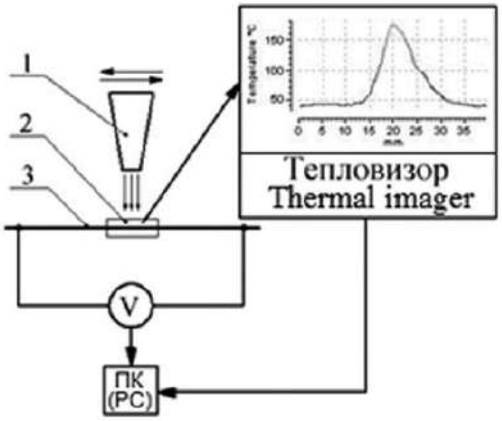
**Каманцев А.П., Морозов Е.В.**
*Институт радиотехники и электроники им. В.А.Котельникова РАН, Москва, Россия*
*kaman4@gmail.com*

Известно, что термокинетическая ЭДС возникает в однородных материалах при движении зоны температурного воздействия вдоль проводника, при этом обязательным условием возникновения такого рода ЭДС является реализация фазового превращения в локальной зоне температурного воздействия. Такое явление может наблюдаться и в сплавах с эффектом памяти формы при термоупругом фазовом превращении [1].

Исследования, приведенные в данной работе, показали, что наведение термокинетической ЭДС в тонких (40 мкм) кристаллических лентах сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ возможно при перемещении зоны нагрева вдоль ленты. Предварительный отжиг исходной аморфной ленты (шириной 1,5 мм, длиной 60 см) производился электрическим током величиной 2А в течение 10 мин. Термокинетическая ЭДС инициируется в ленте в результате возникновения разности потенциалов на участках с прямым и обратным фазовым превращениями, возникающими при движении высокотемпературной локальной зоны нагрева вдоль ленты (рис. 1а).

Явление возникновения устойчивой во времени термокинетической ЭДС порядка ±40 мкВ наблюдается при локальном нагреве до температуры ~100 °С (что выше температуры обратного фазового перехода) и перемещении зоны нагрева вдоль ленты $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ (рис. 1b). При этом знак термокинетической ЭДС меняется в зависимости от направления перемещения зоны нагрева.

Исследования явления возникновения термокинетической ЭДС, несомненно, позволяют более полно понять процессы, происходящие при тепловом воздействии на сплавы с памятью формы при термоупругих фазовых превращениях, и могут найти практическое применение при неразрушающем контроле физико-механических свойств этих сплавов и в качестве источников электроэнергии.




(a)

(b)

Рисунок 1 – (a) Схема измерительного комплекса: 1 – нагреватель; 2 – область нагрева; 3 – образец. (b) Снимок эксперимента с помощью тепловизора Flir E50.

[1] Рубаник В.В. Термокинетическая ЭДС в сплавах с эффектом памяти формы при термоупругих фазовых превращениях // Доклады Национальной академии наук Беларуси. – 2018. – Т. 62. – №. 2. – С. 250-256.

# ВЛИЯНИЕ θ’ ФАЗЫ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ Al-Cu СПЛАВА

**Безбородова П.А., Красников В.С., Майер А.Е.**
*Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия*
*ibragimova-polin@mail.ru*

Методом молекулярной динамики моделировалось распространение ударной волны в чистом монокристалле алюминия и алюминии, содержащем включения θ' фазы. θ' выбрана в качестве объекта исследования как наиболее важная фаза, обеспечивающая максимальную прочность Al-Cu сплавов.

При распространении ударной волны в чистом алюминии и Al-Cu сплаве на профилях напряжений $S_{xx}$ и сдвигового напряжения $\tau$ наблюдается выделение упругого предвестника и следующей за ним пластической части ударной волны с амплитудой около 19.5 ГПа. Показано, что в случае чистого алюминия упругий предвестник имеет острый пик равной амплитуды с основной частью ударной волны, слабо затухающий при распространении. В сплаве амплитуда основной части ударной волны выше случая чистого алюминия на 0.2-0.3 ГПа, что связано с наличием включений, характеризующихся меньшей сжимаемостью в сравнении с основной матрицей. Амплитуда упругого предвестника в сплаве значительно ниже, чем в случае чистого алюминия, и составляет 10.5—11.6 ГПа.

Распространение ударной волны сопровождается образованием дислокаций. В обеих системах генерация дислокаций активируется с приходом упругого предвестника, далее плотность дислокаций активно увеличивается на фронте пластической части волны. Накопление иммобилизованных сегментов дислокаций способствует закреплению и способных к движению частичных дислокаций Шокли, что ответственно за упрочнение материала. Для всех моментов времени наблюдается более ранний рост плотности дислокаций в системе, содержащей включения θ’ фазы.

При отражении ударной волны от свободной поверхности и наложении волны разряжения, следовавшей за ударной волной, в обеих системах наблюдается разрушение. Минимальное напряжение, достигаемое в чистом алюминии, составляет -6.85 ГПа, в случае системы с включениями θ’ фазы оно равно -7.17 ГПа. В обеих системах разрушение происходит за счет образования и роста полостей, образующих со временем пустой объем, разрывающий половины системы. В случае сплава зарождение полостей происходит вблизи включений и в местах скопления дислокаций.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-11-20153-Р, https://rscf.ru/en/project/23-11-45024/.***

# СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Ce-Fe-Ni-Zr

**Понкратова Ю.Ю.[1], Атанова А.В.[1], Бинков И.И.[2], Базалеева К.О.[1], Наумова Е.А.[3]**
*[1]Российский университет дружбы народов, Москва, Россия,*
*[2]Московский государственный технический университет им.Н.Э. Баумана, Москва, Россия*
*[3]Университет науки и технологии МИСиС, Москва, Россия*
*bazaleeva-ko@rudn.ru*

Селективное лазерное плавление (СЛП) рассматривается как перспективный метод формирования сложнопрофильных изделий мелкосерийного производства. В процессе СЛП порошковый материал подвергается лазерной перекристаллизации (скорость охлаждения материала из жидкого состояния составляют $10^5 \div 10^7$ К/с) с последующим термоциклированием. В результате формируются неравновесные структуры, существенно отличающиеся от структур материала после традиционных обработок. Детальное исследование особенностей структуры и свойств сплавов после СЛП, влияния технологических параметров на их строение позволит расширить область применения данной технологии. В данной работе рассмотрены особенности структуры жаропрочного алюминиевого сплава Al-5%Ce-6%Fe-1%Ni-0.7%Zr.

СЛП был подвергнут порошок дисперсностью 20 ÷ 50 мкм. Были использованы режимы с мощностью лазерного излучения 375 Вт, при этом скорость сканирования лазера варьировалась в широком интервале – от 700 до 1800 мм/с. В синтезированных объектах отсутствовали трещины, пористость в зависимости от режима составляла от 0.1 до 0.8 %.

Элементный состав синтезированного объекта оценивался методом рентгенофлуоресцентного спектрального анализа, присутствие газовых примесей определялось восстановительным сжиганием. Структурные особенности алюминиевого сплава после СЛП изучались методами металлографического, рентгенодифракционного и электронно-микроскопического анализов.

Алюминиевый сплав после СЛП имел характерное для данной технологии строение – ванны расплава, разбитые на фрагменты и ячейки кристаллизации (рис.1). Характерной особенностью для алюминиевых сплавов является наличие на границах ванн расплава зон с более крупной структурой (зона I).

Установлено, что при увеличении плотности потока энергии лазерного излучения (при уменьшении скорости сканирования) концентрация Al в сплаве после СЛП убывала, а концентрация Ce возрастала. Увеличение плотности потока энергии также приводила к увеличению периода кристаллической решетки алюминиевого твердого раствора. Предположительно, этот эффект связан с изменением концентрации Al и Ce в сплаве.

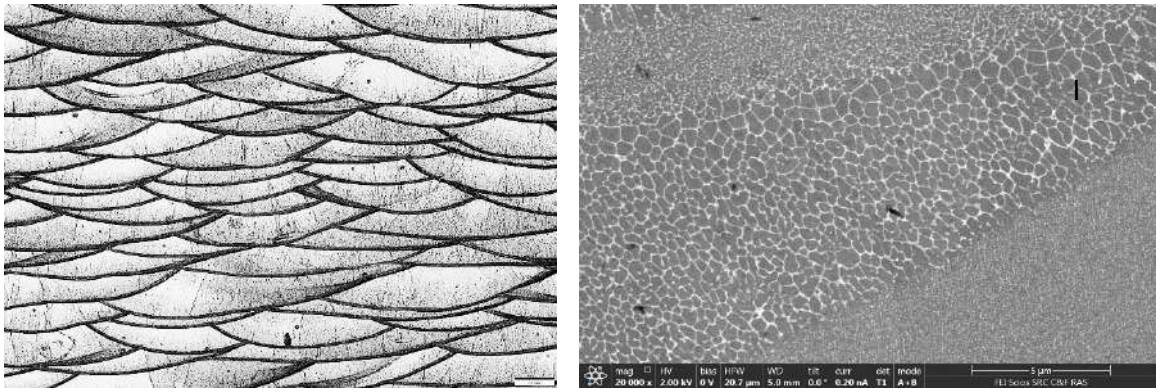



Рисунок 1 – Структура алюминиевого сплава после СЛП

# ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ДОБАВОЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Ti_{50-2X}Hf_XZr_XNi_{50-2X}Co_XCu_X$

**Поникарова И.В.[1], Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1], Кальницкая М.В.[1], Березовская С.В.[1], Стародубова М.С.[1], Ребров Т.В.[1], Базлов А.И.[1,2]**

*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург*

*[2]НИТУ МИСиС, Москва, Россия*

*ivp2001@yandex.ru*

Целью настоящей работы было исследование влияния концентрации добавочных элементов (Hf, Zr, Co и Cu) на функциональные свойства шестикомпонентных сплавов $Ti_{50-2x}Hf_xZr_xNi_{50-2x}Co_xCu_x$ (X=1, 5, 10, 17 ат. %), в которых концентрация элементов никелевой группы (Ni+Cu+Co) равна 50 ат. %. В работе изучали эффект памяти формы, обратимой памяти формы, эффект псевдоупругости, а также изменение обратимой деформации при охлаждении и нагревании при постоянной нагрузке. Механические испытания проводили на испытательной машине Shimadzu AG-50kNX.

Установлено, что в сплавах с концентрацией добавочных элементов 1, 5 и 10 ат. % проявляется эффект памяти формы после деформирования за счет переориентации мартенситной фазы (X=1 и 5 ат. %) или за счет наведения мартенсита (X=10 ат. %). В сплаве с X=1 ат. % максимальное значение эффекта памяти формы $\varepsilon^{SM}$=6%. Увеличение концентрации X до 5 ат. % приводит к тому, что величина $\varepsilon^{SM}$ увеличивается до 7%. Увеличение концентрации X до 10 ат. % подавляет эффект памяти формы, который равен 1%. Это связано с тем, что в этом сплаве даже при температуре -100 $^{o}$C деформирование происходит только за счет наведения мартенсита под нагрузкой. При разгрузке большая доля мартенсита исчезает, поэтому остаточная деформация очень мала. Кроме этого, возврат деформации при нагревании неполный. При увеличении концентрации добавочных элементов до 17 ат. % эффект памяти формы не наблюдается, так как температуры мартенситных переходов расположены ниже, чем -100 $^{o}$C и мартенсит, который наводится только под нагрузкой при растяжении полностью исчезает при разгрузке.

В сплаве с X=1 ат. % при охлаждении в свободном состоянии после предварительного деформирования наблюдали эффект обратимой памяти формы, величина которого составляла 4%. Увеличение концентрации добавочных элементов до 5 ат. % приводит к тому, что эффект обратимой памяти формы подавляется. Это связано с тем, что пластическая деформация подавлена, поэтому ориентированные напряжения в процессе деформирования не возникают, а именно они определяют эффект обратимой памяти формы.

Изменение обратимой деформации при охлаждении и нагревании под напряжением изучали в сплавах с X=1 и 17 ат. %. Если X=1 ат. %, то максимальное значение обратимой деформации 7,8% наблюдается при охлаждении под $\sigma$=250 МПа. Увеличение концентрации X до 17 ат. % приводит к тому, что обратимая деформация достигает 4,5% при $\sigma$=400 МПа при охлаждении до -100 $^{o}$C. Однако при этом прямой переход не завершен, поэтому величина обратимой деформации не достигает максимально возможного значения.

Во всех сплавах наблюдался эффект псевдоупругости, однако в сплавах с X=1 и 5 ат. % возврат деформации после снятия нагрузки был неполным. Увеличение концентрации добавочных элементов до 10 и 17 ат. % приводит к тому, что при температуре деформирования -100$^{o}$C и ниже наблюдается эффект совершенной псевдоупругости.

***Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 22-19-00169.***

# ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА ТЕРМОЦИКЛИЦЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ЛИТОГО СПЛАВА $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

**Трофимова М.Е.[1], Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1], Поникарова И.В.[1], Базлов А.И.[1,2]**
*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург Россия,*
*[2]НИТУ МИСиС, Москва, Россия*
*st095757@spbu.ru*

В работе изучали влияние напряжения на изменение функциональных свойств и температур мартенситных превращений литого сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ при термоциклировании. В качестве объектов исследования использовали сплав $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$, полученный методом электро-дуговой плавки. Сплав имел структуру, состоящую из столбчатых зерен, средняя длина которых составляла 600 мкм, а ширина 130 мкм. По данным дифференциальной сканирующей калориметрии сплав испытывал переход из кубической B2 в моноклинную B19´ фазу при охлаждении при температурах $M_н$=86°C, $M_к$=35°C, и переход из B19´ в B2 фазу при нагревании при температурах $A_н$=88°C, $A_к$=152°C. Стабильность мартенситных переходов изучали при термоциклировании без нагрузки и под нагрузкой. Термоциклирование без нагрузки проводили в интервале температур от 200 °C до 20 °C, при этом изучали изменение температур мартенситных переходов методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Термоциклирование под нагрузкой проводили по следующей методике: образцы растягивали в аустенитном состоянии до напряжения 150, 200 или 300 МПа, а затем охлаждали и нагревали под постоянной нагрузкой через температурный интервал мартенситных переходов.

Данные дифференциальной сканирующей калориметрии показали, что при термоциклировании в свободном состоянии температуры мартенситных переходов уменьшаются, причем основное изменение температур наблюдается в первых 10 циклах (изменения температур составляют от 3 до 34 °C). Начиная с 200 цикла температура $A_к$ стабилизируются, остальные температуры увеличиваются на три градуса за следующие 300 циклов.

При термоциклировании под нагрузкой (10 циклов) все температуры мартенситных превращений уменьшаются с циклами независимо от действующего напряжения. Изменение температур мартенситных переходов, при термоциклировании под напряжением сопоставимо с данными, полученными при термоциклировании без напряжения. Таким образом, можно заключить, что величина напряжения при термоциклировании незначительно влияет на изменение температур переходов.

Установлено, что независимо от величины напряжения, действующего при термоциклировании, обратимая деформация растет с циклами (примерно на 0,5 – 1 % за 10 циклов), т.е. в образцах проявляется эффект тренировки. Как величина необратимой деформации, так и ее изменение при термоциклировании зависят от напряжения, действующего при термоциклировании. Чем больше напряжение, тем больше необратимая деформация в 1-м цикле, и тем сильнее она уменьшается при последующем термоциклировании. К 10 циклу величина необратимой деформации не превосходит 0,1 % независимо от величины напряжения, действующего при термоциклировании.

***Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 23-19-00280.***

# ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ПРИ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРО-ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ НА СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

**Бикбаев Р.М.[1], Глухов М.Ю.[1], Рубаник В.В. мл.[2], Рубаник В.В.[2], Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1]**

*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
*e-mail: BikbaevRM@yandex.ru*

Известно, что сонокристаллизация (ультразвуковая обработка при кристаллизации сплавов) позволяет существенно улучшить структуру слитка, избежать образование дендритов и уменьшить размер зерна. Можно ожидать, что ультразвуковая обработка при послойной наплавке также может улучшить структуру сплавов, что позволит решить проблему образования столбчатых зерен в образцах, полученных аддитивными технологиями. Целью данной работы явилось исследование влияния режимов ультразвукового воздействия на структуру и свойства образцов низкоуглеродистой стали, полученных методом послойной электродуговой наплавки.

Электродуговую наплавку проводили в среде аргона. На подложку из низкоуглеродистой стали наплавляли 6-7 слоев с использованием проволоки из стали 3. После наплавки каждого слоя образцы остывали в течении 2 минут. Образец 1 наплавляли без воздействия ультразвука. Образец 2 наплавляли при воздействии УЗК, которое осуществлялось только при наплавке. Образец 3 наплавляли под воздействием ультразвука, которое было реализована как при наплавке, так и при 2-х минутном охлаждении. При наплавке образцов 2 и 3, ультразвуковым колебаниям подвергалась подложка. Образец 4 наплавляли при бесконтактном воздействии УЗК на расплав. Частота ультразвука составляла 22 кГц, амплитуда при наплавке образца 4 – 34 мкм, при наплавке образцов 2 и 3 - 15 мкм.

Полученные результаты показали, что во всех образцах столбчатые зерна, обнаружены только в последнем слое, в то время как внутренние слои содержат мелкие равноосные зерна. Это связано с тем, что все слои кроме последнего подвергают повторным нагревам (при наплавке следующих слоев), что приводит к $\alpha\rightarrow\gamma\rightarrow\alpha$ превращению, в результате которого измельчается зерно. Последний слой не подвергался дополнительному нагреванию, поэтому сохранил структуру, сформированную при наплавке. Для оценки влияния УЗК на структуру сплава анализировали размер зерна в верхнем и внутренних слоях. Результаты показали, что в образце 1 средняя длина столбчатых зерен в верхнем слое составила 230±5 мкм. Применение УЗК воздействия при наплавке уменьшает средний размер зерен до 180±5 мкм. Если УЗК действует при наплавке и охлаждении, то средний размер зерен дополнительно уменьшается до 145±5 мкм. В образце 4, на который воздействовали бесконтактно, средний размер зерен составлял 160±5 мкм. Во внутренних слоях средний размер составил 16$\pm$2 мкм, независимо от режима получения образцов. Это обусловлено тем, что в этих слоях формирование зерен происходило в результате $\alpha\rightarrow\gamma\rightarrow\alpha$ перехода.

Таким образом, можно сделать вывод, что ультразвуковое воздействие при послойной электродуговой наплавке уменьшает длину столбчатых зерен, что может улучшить свойства наплавляемых образцов.

***Работа выполнена в рамках совместного проекта СПбНЦ и БРФФИ (№23-РБ-09-43).***

# ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВА $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА

**Глухов М.Ю.[1], Бикбаев Р.М.[1], Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1], Базлов А.И.[1,2], Гундеров Д.В.[3]**

*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия*
*[2] НИТУ“МИСиС”, Москва, Россия*
*[3]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия.*
*e-mail: st114008@student.spbu.ru*

Целью данной работы явилось исследование термоциклической стабильности функциональных свойств сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$, подвергнутого кручению под давлением и последующей термообработке. Слитки сплава были получены вакуумно-дуговой плавкой в защитной среде аргона. На электроэрозионном станке полученные слитки были разрезаны на диски толщиной 1,2 мм, которые подвергали кручению под давлением 5 ГПа на 0.5 оборота. Полученные образцы отжигали при температуре 500 $^oC$ в течение 2 часов. Мартенситные превращения изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Первые 10 циклов, 20-й, 30-й, 50-й, 100-й, 200-й, 300-й, 400-й и 500-й были выполнены в ДСК. Промежуточные термоциклы осуществляли, при изменении температуры от 100 $^oC$ до -196 $^oC$. Изменения обратимой деформации исследовали в 10 термоциклах охлаждения - нагревания под нагрузкой 200 МПа. Для этого из образца диаметром 20 мм, подвергнутого кручению под давлением, вырезали плоские образцы так, чтобы рабочая часть образцов находилась на половине радиуса.

Полученные результаты показали, что после кручения под давлением и последующего отжига средний размер зерен составил 16±2 мкм, что значительно меньше, чем в литых образцах, в которых средний размер зерен составил 600 ± 20 мкм. При термоциклировании без нагрузки температуры мартенситных превращений смещаются в область низких температур. Температуры мартенситных переходов смещаются неодинаково. Так температура $M_s$ уменьшается на 12$^oC$, а температура $A_s$ на 3 $^oC$. Как следствие, с увеличением числа циклов интервалы превращения и гистерезис изменяются неодинаково. Интервал прямого превращения уменьшается на 8 $^oC$, а обратного на 4 $^oC$. Гистерезис превращения увеличивается на 4 $^oC$ за 500 циклов, что связно с тем, что температура $M_s$ уменьшается быстрее с циклами, чем температура $A_f$.

Исследование изменения обратимой деформации при охлаждении и нагревании под постоянной нагрузкой 200 МПа показало, что величина обратимой деформации не меняется с циклами и составляет 4,9 ± 0,1 %. В каждом цикле наблюдали полное восстановление деформации. В отличие от термоциклирования без нагрузки, при котором все температуры переходов уменьшались с циклами, при термоциклировании под напряжением 200 МПа, температуры прямого перехода возрастают, а обратного перехода – уменьшаются. Более того, изменения температуры переходов при термоциклировании под напряжением происходят с большим темпом, чем без напряжения. Таким образом, результаты показывают, что термоциклическая стабильность параметров мартенситных переходов зависит от того проводится ли термоциклирование без напряжения или под напряжением.

***Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (23-19-00280).***

# ВЛИЯНИЕ РКУП С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВ СИСТЕМЫ MG-ZN-ZR

**Аксенов Д.А.[1], Назаров А.А.[2], Асфандияров Р.Н.[1,3], Шишкунова М.А.[3]**
[1]*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
[3]*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

Магниевые сплавы представляют огромный интерес в области медицины. Использование биорезорбируемых имплантатов из магниевых материалов позволит уменьшить количество хирургических вмешательств, что в свою очередь снизит травматичность в период восстановления пациентов. Магниевые сплавы обладают подходящими для этого свойствами – высокая удельная прочность, модуль Юнга близкий к модулю Юнга человеческой кости, гипоаллергенность и нетоксичность. Однако низкая прочность и сопротивление коррозии требуют дополнительных обработок, улучшающих эти параметры. Одним из эффективных методов повышения прочности является деформационная обработка. Здесь особенно выделяются методы интенсивной пластической деформации (ИПД) приводящие к существенному измельчению структуры, повышению плотности дефектов и соответственно повышению прочностных характеристик. Одним из перспективных методов ИПД является равноканальное угловое прессование (РКУП) позволяющее сохранить сечение заготовки, что позволяет проводить несколько циклов деформации. Однако, в случае магния с ГПУ решеткой и малым количеством плоскостей скольжения (в основном по базисным плоскостям) многопроходное РКУП не всегда позволяет достичь высоких показателей прочности, а в некоторых случаях может приводить к разупрочнению материала. Поэтому для магниевых сплавов необходимо подбирать режимы термомеханической обработки, способствующей достижению повышенных характеристик прочности за меньшее количество циклов. С другой стороны, полученное в ходе РКУП неравновесное структурное состояние может негативно повлиять на коррозионную стойкость материала, приводя к его снижению. Классическим подходом к снижению напряжений в материале является проведение отжига, но в этом случае будет наблюдаться рост зерна, что приведет к разупрочнению. В данной работе предложен альтернативный подход позволяющий понизить уровень неравновесия в системе. Постдеформационная ультразвуковая обработка (УЗО) позволяет сохранить размер зерен, при этом повышая равновесность зерен и их границ. В данной работе проведены исследования и анализ влияния УЗО.

Целью работы являлось установление зависимости изменения структуры, механических и коррозионных характеристик сплава системы Mg-Zn-Zr от режимов и вида обработки.

Предварительно отожженный при 420°С в течении 48 часов сплав Mg-8.6Zn-1.2Zr был подвергнут РКУП по режимам:

1. 1 цикл при температуре 400 °С, угол пересечения каналов матрицы 120°, скорость деформирования 1мм/с;
2. режим 1+1 цикл при температуре 170 °С, угол пересечения каналов 120°, скорость деформирования 1мм/с.

Постдеформационная объемная ультразвуковая обработка производилась на образцах длиной, соответствующих половине длины волны для магния. Резонансная частота составляла $f$ = 19.8 кГц. Амплитуда колебаний в конце образца измерялась с помощью бесконтактного емкостного виброметра и составляла $\xi_0$ = 10 мкм. Ультразвуковая обработка осуществлялась в течение времени $t$ = 120 с.

В процессе обработки по 1 режиму наблюдается измельчение структуры. Основным процессом трансформации структуры является рекристаллизация. Средний размер рекристаллизованных зерен составлял 5 мкм, при этом в структуре сохраняются крупные зерна поперечным размером ~20 мкм. Предел прочности сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr достигает 330 МПа. Последующее РКУП с понижением температуры до

170 °С не приводит к существенным изменениям структуры. Средний размер рекристаллизованных зерен сохраняется на уровне 5 мкм. Размер крупных зерен становится несколько меньше 15 мкм. Предел прочности равен 325 МПа. Рентгеноструктурный анализ свидетельствует о двукратном росте плотности дислокаций после обоих режимов обработки относительно исходного состояния и достигает $7{,}26 \cdot 10^{14}$ и $8{,}28 \cdot 10^{14}$ $м^{-2}$. Рентгенофазовый анализ свидетельствует о процессе деформационно-стимулированного распада пересыщенного твердого раствора. Наблюдаются частицы состава $MgZn_2$ и $Mg_4Zn_7$, суммарная доля которых составляет после РКУП 2,8% вес., что в 1,4 раза больше, чем в исходном состоянии. После обработки по 2 режиму суммарная доля частиц вторых фаз еще вырастает до значения 3,8% вес.

Ультразвуковая обработка (УЗО) не приводит к изменениям зеренной и дислокационной структур, однако наблюдается некоторое снижение предела прочности после РКУП как по 1, так и по 2 режиму до 320 и 305 МПа соответственно. Происходит увеличение доли фаз до 4,0 и 3,45% вес. соответственно для 1 и 2 режима обработки с последующим ультразвуком.

Второй важной характеристикой для сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr является его скорость коррозии в биологической среде. В качестве такой среды выбран раствор Рингера. Деформационная обработка по обоим режимам приводит к увеличению скорости коррозии магниевого сплава системы Mg-Zn-Zr. УЗО ведет к неоднозначному эффекту для разных состояний. Так, для состояния после 1 режима обработки, скорость коррозии снижается и достигает минимального значения после 25 дней выдержки, соответствующего значению исходного состояния 8 мм/год. В случае образца после 2 режима обработки скорость коррозии существенно возрастает, что ведет к его быстрому растворению в течении 5 дней при скорости коррозии 16 мм/год.

Таким образом, показано, что 1 и 2 цикл РКУП образцов сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr с понижением температуры с 400 до 170 °С ведет к повышению предела прочности с 300 до 330 и 325 МПа соответственно. В процессе деформации происходит деформационно-стимулированный распад пересыщенного твердого раствора. Также деформация приводит к ускорению коррозии сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr в растворе Рингера.

УЗО не оказывает влияние на зеренную и дислокационную структуру. Однако влияет на состояние твердого раствора вызывая процесс распада с образованием частиц вторых фаз. Скорость коррозии образца, подвергнутого деформации по 1 режиму с последующей ультразвуковой обработкой, снижается до 8 мм/год, что соответствует исходному состоянию сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr. В случае образца подвергнутого РКУП по режиму 2 приводит к существенному увеличению скорости коррозии до 16 мм/год.

***Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10325).***

# МОДЕЛИРОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ МЕДИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

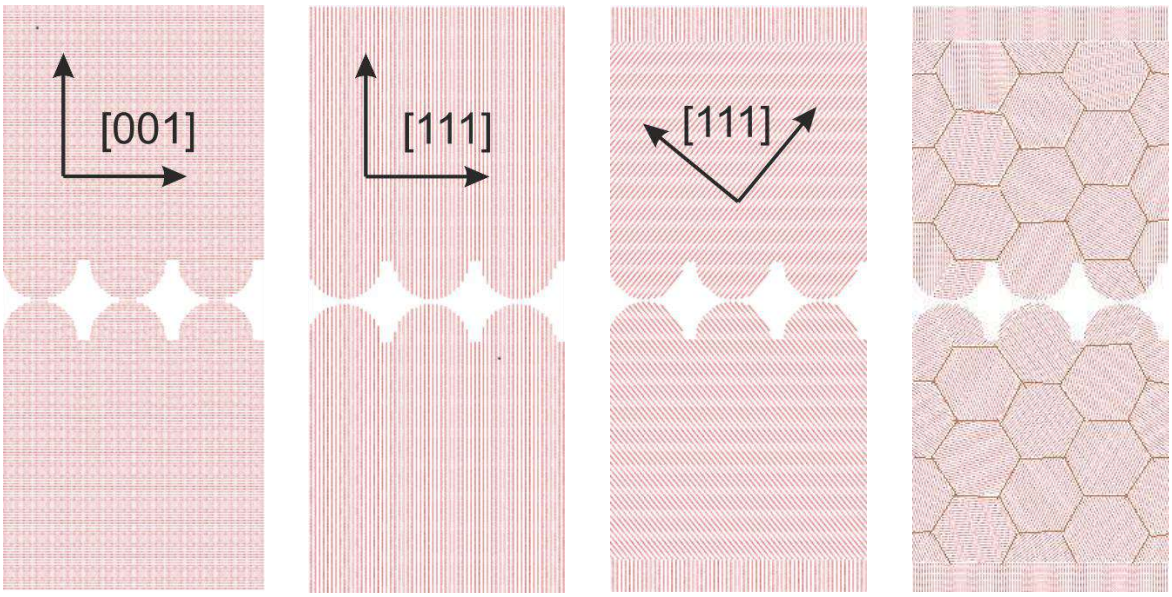
**Мурзаев Р.Т.[1], Идрисова М.А.[1,2], Назаров А.А.[1]**
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия*
*e-mail: murzaevrt@gmail.com*

Ультразвуковая сварка (УЗС) — это метод соединения материалов, который использует ультразвуковые колебания. Этот метод применяется для сварки металлов, пластмасс, тканей, кожи, металлов со стеклом, полупроводниковыми материалами и другими материалами. Ультразвуковая сварка может использоваться для точечной, шовной и контурной сварки. При этом используются продольные и изгибные механические колебания. Сварка происходит за счет одновременного воздействия на свариваемые поверхности механических высокочастотных колебаний, внешнего давления, прикладываемого перпендикулярно к свариваемым поверхностям и теплового эффекта от высокочастотных колебаний. Ультразвуковая сварка характеризуется рядом положительных качеств, что обуславливает ее применение в производстве микросхем, прецизионных изделий, сварке металлов разных типов и металлов с неметаллами. При УЗС соединение металлов происходит за счет трения соприкасающихся поверхностей, разрушения на них оксидных слоев, деформации неровностей и сглаживанию поверхности, а также «залечиванию» пустот между двумя трущимися поверхностями и появлению и расширению 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.

Экспериментальные работы по ультразвуковой сварке (УЗС) различных металлов и сплавов показали, что при средних энергиях сварки наблюдается рекристаллизация с измельчением зерна вблизи шва, а при высоких энергиях наблюдается рекристаллизация, сопровождающаяся изменением формы зерен. Установлено, что данные изменения в первую очередь зависят от амплитуды ультразвуковых колебаний, длительности сварки, величины прижимающего напряжения и исходной структуры материала. Однако экспериментальные методы позволяют изучать только конечные структуры, образующиеся при УЗС, и не дают возможности рассмотреть эволюцию микроструктуры в процессе сварки из-за очень быстрого характера ультразвукового процесса. В последние годы широкое распространение получил метод молекулярной динамики, который является наиболее подходящим для выяснения механизмов УЗС. Этот метод позволяет изучать эволюцию структуры на атомном уровне за короткий промежуток времени, детально описывать дислокационную активность, изменение температуры, диффузионные процессы и другие важные аспекты процесса УЗС.

В данной работе на примере соединения четырех структур меди, содержащих неровности, моделируется эволюция микроструктуры. Все расчеты были проведены с использованием программного пакета LAMMPS, основанного на методе молекулярной динамики. Для описания межатомного взаимодействия используется многочастичный потенциал меди, основанный на методе погруженного атома. На рисунке 1 представлены начальные структуры, состоящие из двух кристаллов ГЦК меди с приблизительными размерами 200×440×14 Å. Периодические граничные условия использовались вдоль x и y координатных направлений. Структура, представленная на рисунке 1а, состоит из двух монокристаллов в плоскости [001]. На рисунке 1б

изображены два монокристалла в плоскости [111], на рисунке 1в - два монокристалла в плоскости [001] под углом 60° к плоскости *oX*, а на рисунке 1г - две области, состоящие из поликристаллов сотовой структуры. Моделирование ультразвукового воздействия включало два этапа. На первом этапе два кристалла подвергались сжатию при постоянном внешнем давлении (250, 500 и 750 МПа), а на втором верхний кристалл смещался относительно нижнего вдоль оси x по периодическому закону, имитирующему действие знакопеременных перемещений, связанных с действием ультразвука (с амплитудами 40 Å). В работе анализируется эволюция атомарной структуры в месте соединения двух кристаллитов при различных значениях приложенного внешнего давления, а также происходящие при этом дислокационные процессы.

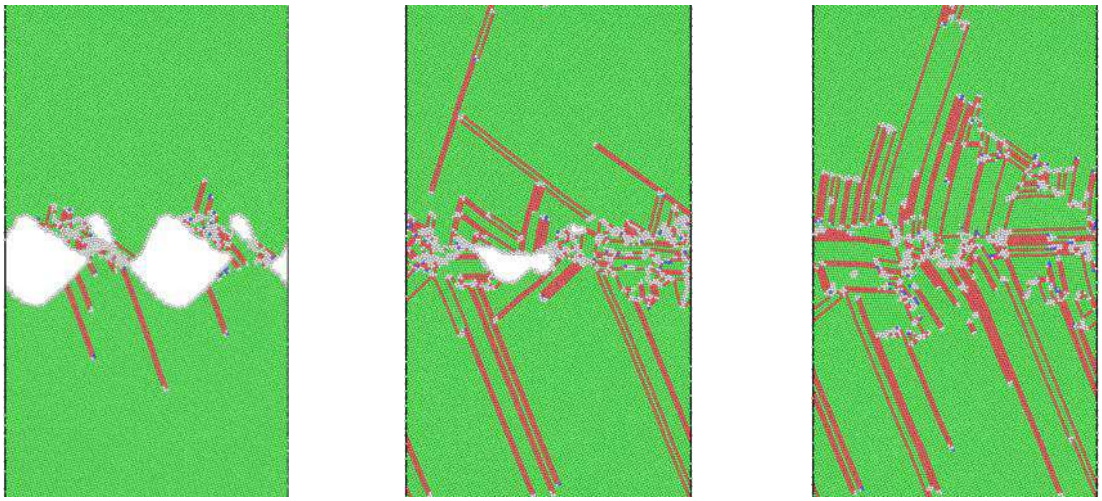



а) б) в) г)

Рисунок 1 – Расчетные ячейки для моделирования УЗС: а) состоит из двух монокристаллов в плоскости [001], б) из двух монокристаллов в плоскости [111], в) два монокристалла в плоскости [001] под наклоном 60° к плоскости *oX, г)* состоит из двух областей состоящие из поликристаллов сотовой структуры.

Моделирование УЗС состояло из двух этапов. На первом этапе два кристалла сжимались при постоянном внешнем давлении (250, 500 и 750 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 Å). В работе анализируется эволюция атомарной структуры в месте соединения двух кристаллитов при различных значениях приложенного внешнего давления, а также происходящие при этом дислокационные процессы.

На рисунках 2а – 2в представлена эволюция структуры в различные моменты времени. В момент времени 20 пс после приложения знакопеременных сдвиговых напряжений (рис. 2а), со свободных поверхностей начинается зарождение частичных дислокаций, которые 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. 2б). После двух полных периодов сдвига пустот в моделируемой структуре уже не остается, и видна сформировавшаяся дислокационная субструктура на месте бывшей границы раздела (рис. 2в).



а) б) в)

Рисунок 2 – Эволюция структуры после приложения сдвиговых напряжений в различные моменты времени: а) 20 пс, б) 200 пс, в) 400 пс. На рисунках б)-г) атомы окрашены в соответствии с их локальным окружением: ГЦК – зеленые, ГПУ – красные, все другие атомы – серые.

В заключение можно отметить, что в процессе ультразвуковой сварки (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 свидетельствует о разрушении изначально хорошо упорядоченной кристаллической структуры и образовании аморфоподобной неупорядоченной структуры в течение пяти циклов синусоидальных сдвиговых перемещений.

Результаты, полученные в данной работе с помощью компьютерного моделирования, не могут быть непосредственно перенесены на экспериментальные наблюдения из-за очевидных ограничений используемого метода. Следует отметить, что результаты, полученные в ходе данного исследования с применением атомистического моделирования, нельзя напрямую переносить на экспериментальные наблюдения из-за очевидных ограничений данного метода. Прежде всего, для моделирования использовались идеальные монокристаллы меди относительно небольших размеров с идеализированными полуцилиндрическими канавками одинакового радиуса. В связи с этим ширина слоя между зоной сварки и термостатом довольно мала, что сказывается на быстром снижении температуры и, соответственно, создает условия, несколько отличающиеся от типичных для ультразвуковой сварки. Из-за того, что временной шаг должен быть меньше периода, связанного с самой высокой частотой колебаний в моделируемой системе, типичное время моделирования, достижимое в классической молекулярной динамике, составляет порядка нескольких наносекунд, т.е. на много порядков меньше, чем те, которые используются экспериментально. Вследствие этих ограничений моделирования, исследование процессов диффузии, требующих значительно более продолжительных временных интервалов, становится затруднительным при использовании метода молекулярной динамики. Кроме того, для достижения высоких деформаций в короткие сроки необходимо применять очень высокие скорости сдвиговой деформации, сопоставимые с ударными нагрузками. Несмотря на вышеупомянутые недостатки метода молекулярной динамики, стоит отметить, что он предоставляет уникальную возможность более детального и глубокого изучения процессов, происходящих на атомном уровне во время ультразвуковой сварки.

***Исследование выполнено в рамках гранта РНФ-22-19-00617.***

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНОЙ МАТРИЦЫ И МЕТАЛЛА-НАПОЛНИТЕЛЯ: МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА

**Баимова Ю.А., Крылова К.А., Мурзаев Р.Т., Сафина Л.Р.**
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
*julia.a.baimova@gmail.com*

Композитные материалы на основе полиморфов углерода и металла в последнее время вызывают большой интерес, поскольку демонстрируют повышенную прочность и пластичность. Наиболее распространенными металлическими материалам, которые изучают во взаимодействии, например, с графеном, являются Al, Cu, и Ni. Al обладает малым весом, хорошей коррозионной стойкостью и формуемостью, а также многофункциональным применением, но имеет низкую прочность. Композиты с медной матрицей легкие, экономичные в изготовлении, обладают хорошей электро- и теплопроводностью и устойчивы к коррозии. Композиционные материалы с никелевой матрицей обладают высокой устойчивостью к коррозии и износу, сочетающейся с превосходной стойкостью к термическому окислению, и имеют потенциал для применения в авиационных двигателях. Анализ свойств композитов на основе этих материалов позволит продемонстрировать новые перспективы их применения.

Одна из новых интересных морфологий такого композита – это углеродная матрица, заполненная металлическими наночастицами. Изучая различные распределения смятого графена в металлической матрице, важным выводом стало то, что чешуйки графена могут соединяться со всей графеновой сеткой и воспроизводить такие структуры, как смятый графен или графеновый аэрогель. Такая графеновая сетка может показать даже большую прочность по сравнению с разделенными чешуйками. При этом углеродная матрица отвечает за прочность материала, часто обеспечивает пластичность и особые проводящие свойства, а металл может обеспечить высокую электро- или теплопроводность. Основой для такого композита может служить графеновый аэрогель или скомканный графен – материал, состоящий из смятых чешуек графена, связанных между собой силами ван-дер-Ваальса или ковалентными связями.

Сложность структуры подобных композитов и различие в их морфологии вызывают значительные трудности при экспериментальном выявлении связей между структурой и свойствами, а также затрудняют анализ влияния внешнего воздействия на их свойства. Понимание механизмов упрочнения и пластичности таких материалов также весьма сложно проводить непосредственно на основе эксперимента в силу нано масштаба. Моделирование методом молекулярной динамики (МД) является подходящим инструментом для изучения свойств композитов и позволяет учитывать ориентации структурных элементов, разную морфологию, варьировать механическую обработку в широком диапазоне рабочих температур, скоростей деформации и т. д. В данной работе метод МД применяется для изучения композитного материала на основе углеродной сетки и наночастиц металла (Al, Cu, и Ni).

На рис. 1 показана начальная структура композита, полученного с помощью деформационно-термической обработки. Ранее метод получения таких композитов был описан в работах [1-4]. Как видно, при формировании композита его морфология менялась в зависимости от типа металла и типа взаимодействия между графеном и металлом. В случае с Ni атомы металла распределены более равномерно, поскольку сильнее взаимодействовали с графеном, чем друг с другом. В двух других композитах сформировались достаточно большие наночастицы металла.

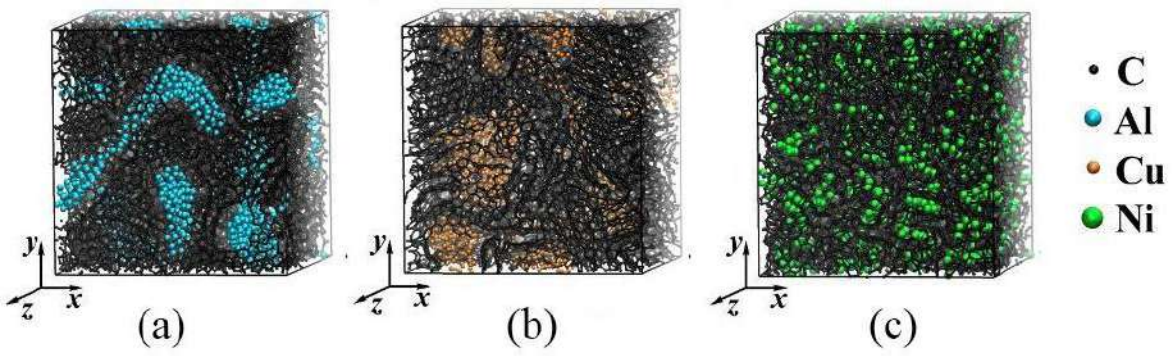



Рисунок 1 – Начальная структура композита, полученного с помощью деформационно-термической обработки: (a) графен/Al; (b) графен/Cu; (c) графен/Ni

Моделирование проводилось в программном пакете LAMMPS с использованием гибридных потенциалов: AIREBO для описания взаимодействия C-C, Морзе - для описания взаимодействия C-Me и EAM - для описания взаимодействия Me-Me.

На рис. 2 показаны кривые напряжение-деформация для трех исследованных композитов в сравнении.

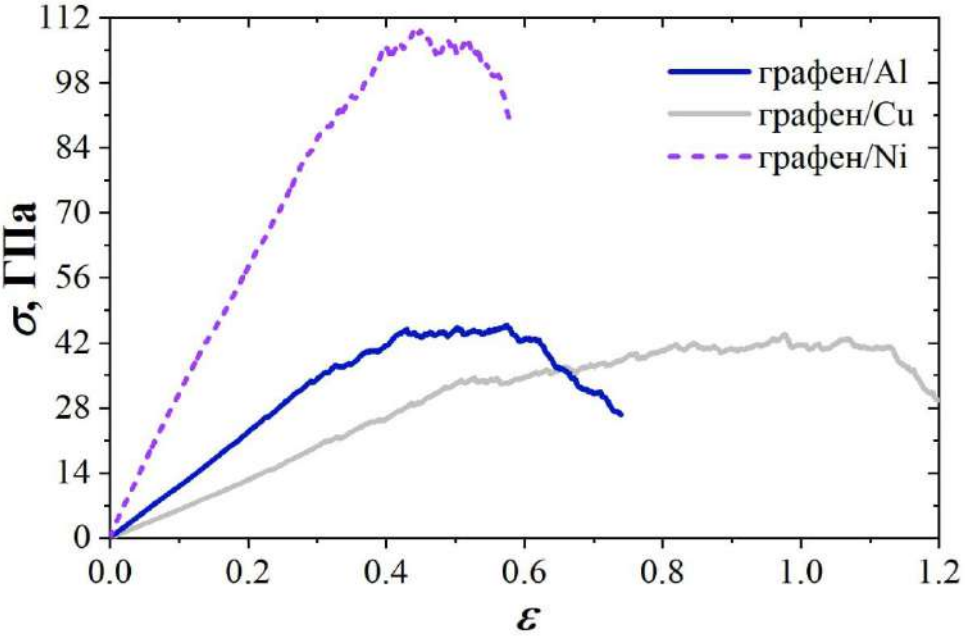



Рисунок 2 – Кривые напряжение-деформация для трех исследованных композитов

Как видно из рисунка, наибольшую прочность демонстрирует композит графен/Ni, поскольку в этом случае была сформирована прочная графеновая сетка, равномерно заполненная металлом. Поскольку никель сильно взаимодействует с графеном, наночастицы Ni притягиваются к графеновым чешуйкам на самых первых этапах получения композита, оборачиваются графеном, формируя жесткие структурные элементы. При этом края графеновых чешуек взаимодействуют между собой, формируя прочный графеновый каркас композита. Иная ситуация наблюдается для меди и алюминия, которые сильнее взаимодействуют между собой, чем с графеном. В результате, в процессе получения композита формируются металлические наночастицы гораздо большего размера, которые, во-первых, мешают формированию углеродной сетки, а во-вторых, сами являются очагами разрушения в процессе растяжения.

Прочность композита с алюминием меньше, чем прочность композита с медью поскольку Al еще слабее взаимодействует с графеном, чем медь, является

графенофобным материалом. В результате, формируются большие участки Al, который к тому же является наименее прочным из рассматриваемых металлов. В результате быстро происходит разрушение материала. Тем не менее, оба материала демонстрируют высокую пластичность за счет деформирования углеродной сетки, которая в процессе растяжения претерпевает постоянные перестройки.

В работе методом молекулярной динамики было показано, что прочность композитного материала на основе углеродной сетки и наночастиц металла закладывается в процессе его формирования и сильно зависит от типа металла. Наиболее прочные композиты можно получить на основе графена и графенофильного металла, такого как Ni, Pd, Au и т.д. При формировании композита на основе графеновой сетки и металла, который слабо взаимодействует с графеном, образуются агломераты наночастиц металла, которые становятся очагами дальнейшего разрушения материала.

Свойства полученного композита также сильно зависят от количества металла-наполнителя. На примере композита никель/графен было показано, что прочность растет с уменьшением количества Ni, в то время как теплопроводность падает. Это позволяет, с одной стороны, управлять свойствами материала, получая либо композит с высокой прочностью, либо с высокой проводимостью. А с другой стороны, можно подобрать состав композита с требуемой комбинацией обоих свойств. Полученные результаты открывают широкие перспективы применения композитных материалов на практике

***Работа поддержана грантом Российского научного фонда (№ 20-72-10112-П).***

ЛИТЕРАТУРА

1. 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. // Applied Sciences. – 2023. – V. 13 – № 2. – P. 916.

2. R.T. Murzaev, K.A. Krylova, J.A. Baimova. Thermal expansion and thermal conductivity of Ni/graphene composite: molecular dynamics simulation. // Materials. – 2023. – V. 16. – P. 3747.

3. L.R. Safina, K.A. Krylova. Graphene network with Ni and Al nanoparticles as the composite precursor: Atomistic Simulation. // 2023 IEEE 24th International Conference of Young Professionals in Electron Devices and Materials (EDM). – 2023. – P. 70-74.

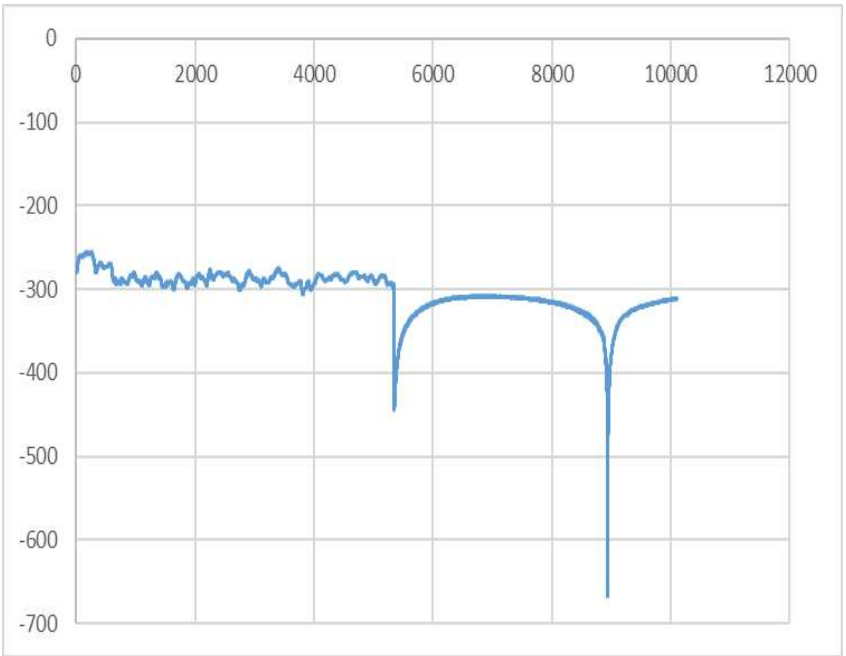
4. K.A. Krylova, L.R. Safina, S.A. Shcherbinin, J.A. Baimova. Methodology for Molecular Dynamics Simulation of Plastic Deformation of a Nickel/Graphene Composite. // Materials. – 2022. – V. 15. – № 11. – P. 4038.

# РОЛЬ ЧАСТИЦ $Ti_3Ni_4$ В КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СПЛАВА Ti-50.7 ат.% Ni

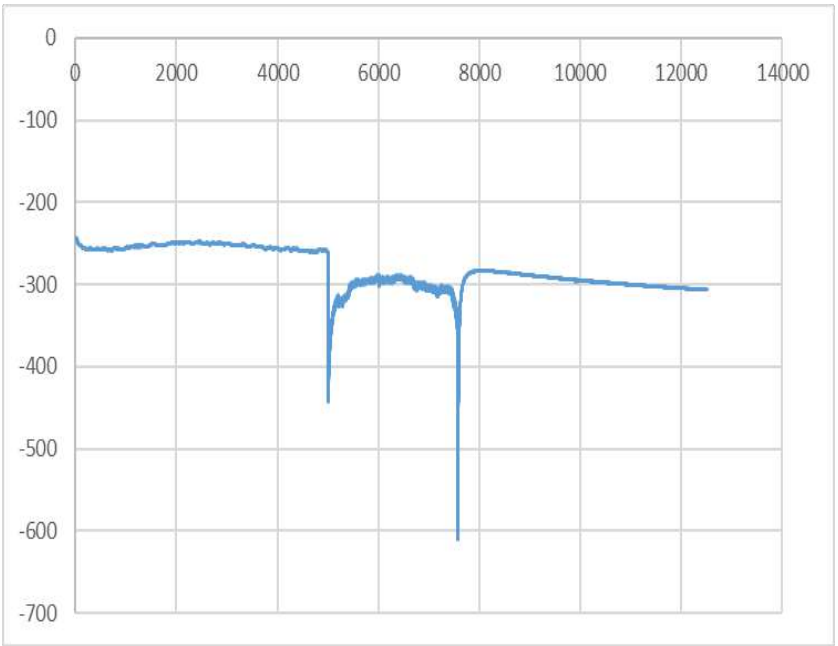
**Чуракова А.А.[1,2], Исхакова Э.И.[1,2], Кадиров П.О.[3]**
*[1]УУНиТ, Уфа, Россия*
*[2]ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия*
*[3]НИТУ МИСиС, Москва, Россия*
*e-mail: churakovaa_a@mail.ru*

Сплавы с памятью формы нашли широкое применение в медицине в качестве имплантируемых в организм длительно функционирующих материалов. Для использования сплавов TiNi в качестве устройств, работающих в коррозионных средах, к ним предъявляются повышенные требования по коррозионной стойкости в различных средах. Однако такие исследования практически отсутствуют. В качестве материала исследования был выбран сплав TiNi с большим содержанием Ni относительно стехиометрии - $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$. Для формирования твердого раствора на основе фазы проводилась закалка сплава из области гомогенности (от 800 °С 1 час) в воду. Второе состояние, представляющее интерес – это сплав после отжига при температуре 430 °С – в состаренном состоянии. В качестве коррозионных сред использовались следующие растворы: 0,9 % NaCl, растворы Рингера и Хэнкса.

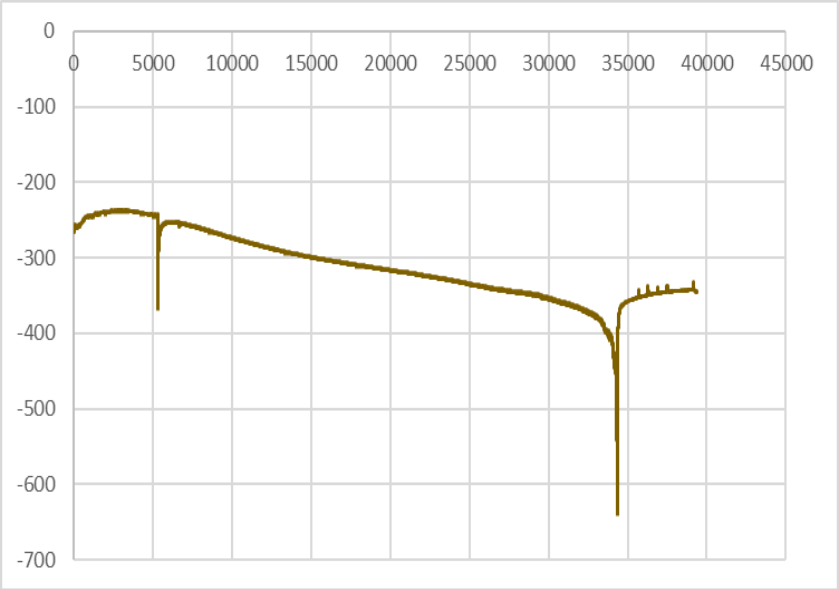
Механоциклирование образцов проводилось при выдержке в растворе Хэнкса и в 0.9 % растворе NaCl для оценки коррозионно-усталостной долговечности, следовало после достижения стационарных значений электродных потенциалов (≈ 7000 с). Деформация в каждом цикле осуществлялась посредством изгиба на установке «Устройство для изучения коррозионно-усталостного разрушения металлов и сплавов в ходе механических испытаний в жидком электролите» и составила 3 % за в каждом цикле (исследования проводились в НИТУ МИСиС).




а




б




в

Рисунок 1 – Данные по механоциклированию сплава TiNi в крупнозернистом закаленном состоянии (а) и после отжига 430 °С 1 час (в) в различных растворах: а – 0.9% NaCl, б, в – раствор Хэнкса

После начала процесса механоциклирования наблюдается скачок потенциала в область отрицательных значений (для всех исследуемых образцов), что возможно связано с разрушением пассивной пленки на поверхности образца, сформированной в процессе установления стационарного потенциала. Последующий процесс механоциклирования приводит к анодной поляризации (смещение значения электродного потенциала в область положительных значений), что может быть связано с постепенным восстановлением разрушенной пассивной пленки. После некоторого времени в процессе механоциклирования наблюдается монотонное смещение значений электродного потенциала в область отрицательных значений. Это может быть связано с увеличением плотности дислокаций в процессе

механоциклирования, что в определенный момент приводит к разрушению пассивной пленки, и соответственно к смещению электродного потенциала в отрицательную сторону. Монотонное смещение потенциала в отрицательную сторону дает основание полагать, что процессы разрушения пассивной пленки преобладают над процессами ее образования. По мере дальнейшего процесса механоциклирования, и соответственно распространения коррозионно-усталостной трещины, удельная нагрузка на образец увеличивается вследствие уменьшения эффективного сечения образца (расход материала идет на образование пассивной пленки).

В растворе Хэнкса показатели при механоциклировании выше, чем в растворе 0,9% NaCl, что может быть связано с большим количеством в коррозионном растворе солей, которые образуют частицы продуктов коррозии, тормозящие процесс разрушения образца. Кроме того, отжиг при температуре 430 °C 1 час в результате которого в структуре просходит процесс выделения частиц $Ti_3Ni_4$, приводит к повышению количества циклов при механоциклировании практически в 3 раза.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-73-00289, https://rscf.ru/project/22-73-00289/.***

## ОСОБЕННОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ $\beta \rightarrow \omega_{iso}$ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПФ Ti-Nb-Zr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ВЫХОДА В ИНТЕРВАЛ СТАРЕНИЯ

**Баранова А.П., Дубинский С.М., Страхов О.В., Введенская И.А., Прокошкин С.Д.**
*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия*
*baranova.al.pavlovna@yandex.ru*

Титановые сплавы с памятью формы (СПФ) системы Ti-Nb-Zr зарекомендовали себя как перспективные конструкционные материалы для нагруженных частей медицинских имплантатов благодаря уникальному сочетанию повышенной биосовместимости и коррозионной стойкости в среде биологических жидкостей, низкого модуля упругости и нелинейного сверхупругого поведения. Одним из потенциальных путей улучшения сверхупругого поведения является дисперсионное упрочнение сплава за счет выделения частиц «изотермической» $\omega$-фазы. Данный способ представляет особый интерес, так как не требует пластической деформации и может быть использован для материалов, полученных методами аддитивных технологий и пористых структур. Таким образом, изучение особенностей кинетики образования изотермической $\omega_{iso}$-фазы является важной практической задачей.

В рамках поставленной задачи изучена кинетика формирования $\omega_{iso}$-фазы в зависимости от режима выхода в температурный интервал старения в сплаве Ti-22Nb-6Zr (ат. %), подвергнутом термомеханической обработке по трем режимам, включающей в себя холодную прокатку и последеформационном отжигом (ПДО) для формирования разных структурных состояний $\beta$-фазы: (1) $e$=0,3 + ПДО при 600 °C 30 мин для формирования полигонизованной дислокационной субструктуры; (2) $e$=0,3 + ПДО при 900 °C, 60 мин – рекристаллизованной структуры с крупным зерном ≈35 мкм; (3) $e$=1,5 + ПДО при 600 °C 30 мин – рекристаллизованной структура с мелким зерном 3-5 мкм. Кинетика формирования $\omega_{iso}$-фазы изучена методом рентгеновской дифрактометрии. Выход в температурный интервал выделения $\omega_{iso}$-фазы осуществляли по трем схемам: быстрый нагрев после быстрого (в воде) и медленного (2,5 град./мин) охлаждения, медленный нагрев после медленного охлаждения. Старение осуществляли при температурах от 300 до 375 ˚C с выдержкой в течение 3 ч.

Измельчение зерна до 3-5 мкм приводит к наиболее интенсивному образованию $\omega_{iso}$-фазы после всех экспериментальных схем, однако после схемы с медленным охлаждением и медленным нагревом в интервал старения наблюдается наиболее интенсивное протекание $\beta \rightarrow \omega_{iso}$ превращения. Такая схема соответствует наибольшей выдержке в температурном интервале формирования $\omega_{iso}$-фазы, а исходное состояние с большой протяженностью границ зерен приводит к активации $\beta \rightarrow \omega_{iso}$ превращения. Старения при 375 °C 3 ч после схем с быстрым нагревом после медленного охлаждения и медленным нагревом после медленного охлаждения приводит к более интенсивному формированию частиц, чем после отжига при 300°C. Рекристаллизованное структурное состоянии сплава с крупным зерном ≈35 мкм приводит к наименее интенсивному образованию $\omega_{iso}$-фазы после всех схем выхода в интервал старения, поскольку малая протяженность границ зерен и количество дефектов приводит к малому количеству или отсутствию внутренних напряжений, способствующих образованию $\omega_{iso}$-фазы. Полигонизованное состояние сплава после всех схем выхода в интервал старения способствует достаточно интенсивному выделению количества $\omega_{iso}$-фазы, кроме того после старения при 375 °C 3 ч, в схемах с медленным нагревом и охлаждением количество $\omega_{iso}$-фазы также увеличивается.

***Исследование выполнено при финансовой поддержке стратегического проекта «Биомедицинские материалы и биоинженерия» в рамках реализации программы «Приоритет 2030» НИТУ МИСИС.***

## МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРИВОДОВ НА ОСНОВЕ TiNi С КОНТРТЕЛАМИ РАЗЛИЧНОЙ ЖЕСТКОСТИ

**Беляев Ф.С., Евард М.Е., Волков А.Е., Горбаченко Д.Ф.**
*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия*
E-mail belyaev_fs@mail.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) способны запоминать свою исходную форму и после деформации возвращаться к ней при нагреве. Это свойство СПФ позволяет создавать термомеханические приводы, приводимые в движение изменением температуры рабочего тела. Такие приводы обладают рядом преимуществ, такими как надежность срабатывания, компактность и легкость, т.к. СПФ обладают высокой плотностью энергии и могут создавать значительные усилия при небольших размерах. Эти приводы обычно работают бесшумно и без вибраций, что делает их привлекательными для применения в чувствительных к вибрациям системах. СПФ обычно обладают хорошей коррозионной стойкостью и износостойкостью, что в сочетании с простотой конструкции приводов делает их долговечными и надежными. Такие приводы нашли применение в различных областях, от медицинской техники и робототехники до автомобильной и аэрокосмической промышленности.

Обычно в конструкцию привода входит рабочее тело из СПФ и упругое контртело. При нагреве предварительно продеформированное рабочее тело восстанавливает форму, совершая при этом полезную работу, и упруго деформируя контртело. При охлаждении, под действием упругих напряжений от контртела, рабочее тело приводится в начальное состояние. Очевидно, что полезная работа, производимая в цикле, зависит от жесткости контртела. Если оно имеет высокую жесткость, то привод развивает большие усилия, но реализует небольшие перемещения, в противном случае привод производит большие перемещения при малых усилиях. В данной работе проведено теоретическое исследование производимой приводом работы в зависимости от жесткости контртела. Для моделирования применялась разрабатываемая авторами микроструктурная модель СПФ. Объектом исследования был торсионный привод с рабочим телом из сплава TiNi.

Сплав TiNi обладает рядом уникальных свойств, благодаря чему является наиболее распространенным СПФ. Однако он не лишен недостатков, к таковым можно отнести недостаточную стабильность свойств при повторяющихся мартенситных превращениях. Нестабильность свойств сплава рабочего тела привода при многократном срабатывании ведет к снижению производимой полезной работы и функциональной усталости устройства. В работе производилось теоретическое описание изменения перемещений и усилий, производимых приводом при многократном срабатывании. Полученные результаты качественно согласуются с имеющимися экспериментальными данными.

Для практических применений термомеханических приводов весьма важен вопрос о срабатывании приводов после длительного простоя. Так как такие приводы работают за счет реализации мартенситных превращений в СПФ, то возникает необходимость исследования изменения функциональных свойств сплавов в процессе длительных выдержек. В работе предложена модель эволюции дефектной структуры материала с течением времени и ее влияния на фазовые превращения. Расчеты показали, что реализация эффекта памяти формы не деградирует с течением времени.

***Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 23-21-00167***

# РАЗВИТИЕ ТЕОРИЙ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

**Кожевникова Г.В., Щукин В.Я.[1], Рудович А.О.[2]**
*[1]Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»,*
*[2]ООО «Инженерный центр «АМТинжиниринг»,*
*г. Минск, Беларусь, fti@tut.by*

Пластическому разрушению металла предшествует пластическая деформация, которая сопровождается потерей пластических свойств металла, ростом количества дислокаций, увеличением размеров и количества микротрещин (и полостей) и уменьшением ресурса пластичности. Теории разрушения металла при пластической деформации являются одним из разделов теории обработки металлов давления. Известны три вида теории разрушения металла: деформационная феноменологическая, энергетическая и эмпирическая [1]. Деформационный, энергетический и эмпирический критерии разрушения металлов при пластическом деформировании не противоречат друг другу, но феноменологический деформационный критерий до последнего времени считался наиболее универсальным [2].

*Феноменологическая деформационная теория разрушения металла.* Согласно данной теории, созданной член-корреспондентом РАН В.Л. Колмогоровым [3], разрушение металла при пластической деформации наступает после достижения накопленными деформациями своего предельного значения $\Lambda_{ПР}$. Это предельное значение зависит от среднего напряжения и эта зависимость названа диаграммой пластичности. Предельное значение накопленных деформаций $\Lambda_{ПР}$ также зависит от температуры и скорости деформации.

Белорусской школой поперечной прокатки [4] в значительной степени развита теория В.Л. Колмогорова. Показано [1, 2, 4], что зависимость предельного значения накопленных деформаций от напряжений носит более сложный характер: она представляет собой поверхность пластичности. Установлено [1, 2, 4], что предельное значение накопленных деформаций в значительной степени нелинейно зависит от вида деформации: монотонной однонаправленной, монотонной разнонаправленный и немонотонной разнонаправленный. Изменение температуры нагрева заготовки может приводить к фазовому изменению структуры металла, что в значительной степени изменяет его пластические свойства. По этой причине металлы с измененной структурой следует рассматривать как материал с иными пластическими свойствами.

Предельные значения накопленных деформации определяется экспериментально. Методы испытания могут осуществляться в рамках различных видов деформации. Нами разработан ряд новых способов испытаний пластических свойств [1]: поперечная прокатка образца в условиях плоско-деформированного состояния; поперечная прокатка дискообразного образца; методом равноканального прессования; растяжение листового крестообразного образца; гибка листа; растяжение листа без образования шейки; растяжение листа с концентратором напряжений. Ресурс пластичности может определяться экспериментально физическими методами: методом измерения плотности материала; рентгеновским методом за счёт изменения плотности дислокаций.

*Эмпирическая теория разрушения металла* предполагает экспериментальное определение зависимости разрушения от отдельных параметров процесса. Недостаток этого направления – необходимость постановки эксперимента и требование с одной стороны не пропустить все факторы, влияющие на процессы разрушения, и с другой стороны диапазон экспериментов должен перекрывать диапазон параметров процесса.

*Энергетическая теория разрушения металла.* Существующие на нынешний момент так называемые энергетические теории таковыми не являются в связи с тем, что работа деформации в них представляется как произведение отдельных

компонентов тензора напряжений на инвариант тензора деформации. По законам физики это не работа деформации, а некоторая эмпирическая величина. Согласно законам физики работа деформации – это один из инвариантов произведения тензора напряжений на тензор деформаций, так как напряжение и деформации это тензорные величины, а не их отдельные компоненты. Работа – это скалярная величина, поэтому ею могут быть не произведение тензоров, которая также является тензором, а может быть только его инвариант, так как инвариант – это скалярная величина.

Корректная энергетическая теория разрушения находится в стадии создания [5]. В созданной нами энергетической теории принято, что разрушение в металле наступает тогда, когда локальная работа деформации в материальной точке материала при движении вдоль линии тока достигнет предельного значения. Это предельное значение зависит от напряжённого состояния (поверхность в координатах среднее напряжение – параметр третьего инварианта тензора напряжений), температуры и скорости деформации, вида деформации.

Работа деформации в материальной точке – величина всегда положительная. Поэтому предложено изменить шкалу напряжений: все компоненты тензора напряжений приняты положительными. Напряженное состояние в энергетической теории разрушения задается в виде поверхности пластичности – зависимости предельной работы деформации от двух инвариантов тензора напряжений деленных на пластическую постоянную материала: среднего напряжения и параметра третьего инварианта тензора напряжений [5].

Энергетическая теория разрушения металла, созданная авторами публикации, по трудоемкости и точности метода не уступает феноменологической деформационной теории разрушения и в полной мере может применяться для определения остаточной величины пластических свойств изделий, полученных в условиях плоско-деформированных способов производства [5]. Необходимо продолжить исследовательскую работу по доказательству возможности применения новой теории для объемных способов производства поковок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кожевникова, Г.В. Пластические свойства металлов и сплавов: феноменологическая деформационная теория разрушения при пластическом течении / Г.В. Кожевникова, В.Я. Щукин. – Минск: Беларуская навука, 2021. – 277 с.

2. Кожевникова, Г.В. Феноменологическая деформационная теория разрушения металлов при пластическом течении / Г.В. Кожевникова, С.С. Дубенец, В.Я. Щукин, Д.А. Кожевников // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2023. – № 3. – С. 3–12.

3. Колмогоров, В.Л. Напряжения, деформации, разрушение / В.Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1970. – 230 с.

4. Щукин, В.Я. Белорусская школа поперечно-клиновой прокатки / В.Я. Щукин, Г.В. Кожевникова // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2016. –№ 1. – С. 43–50.

5. Кожевникова, Г.В. Новая энергетическая теория разрушения металла при пластической деформации в условиях плоско-деформированного состояния / Г.В. Кожевникова, В.Я. Щукин, А.О. Рудович // Актуальные проблемы прочности / под ред. В.В. Рубаника. – 2024.

# ИССЛЕДОВАНИЕ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ СЛОЕВ Ni/W, СФОРМИРОВАННЫХ НА СКУТТЕРУДИТЕ n-ТИПА $In_1Co_4Sb_{12}$

**Шамова И.К.[1], Иванова А.С.[1], Белов Д.С.[1], Ховайло В.В.[1], Штерн М.Ю.[2], Штерн Ю. И.[2]**

[1]*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия,*

[2]*Национальный исследовательский университет МИЭТ, Москва, Россия,*

m1906776@edu.misis.ru

Термоэлектрические материалы (ТЭМ) обладают способностью напрямую преобразовывать один вид энергии в другой и находят практическое применение в технологии термоэлектрического охлаждения и термоэлектрической генерации энергии. Эффективность этого преобразования определяется термоэлектрической добротностью $ZT = (S^2\rho/\kappa)T$, где $S$ – коэффициент Зеебека, $\rho$ – электрическое сопротивление, $\kappa$ – теплопроводность, $T$ – температура.

Наряду с ТЭМ, обладающими высокими значениями $ZT$, при создании эффективных термоэлементов необходимо брать в учет возможные тепловые и энергетические потери между секциями ветвей ТЭМ, а также их взаимную диффузию. В качестве решения этой проблемы может служить разработка структуры и технологии контактных систем (КС), образованных контактными слоями, которые должны обеспечивать омический контакт с термоэлектрическим модулем и выполнять роль диффузионного барьера, обладая высокой адгезией. Предметом данной работы является разработка высокоадгезионных контактных слоев между термоэлектрическим материалом $In_1Co_4Sb_{12}$ и электродом.

В основе получения скуттерудита $In_1Co_4Sb_{12}$ лежало несколько этапов [1]. А именно, исходные химические элементы In, Co, Sb сплавлялись методом индукционной плавки, а полученный слиток отжигался. После этого слиток подвергался спиннингованию, а полученный материал в форме чешуек спекался методом искрового плазменного спекания в таблетки диаметром 12,7 мм и толщиной 2 мм. Нами были рассмотрены два способа получения контактных слоев: электрохимический метод и магнетронный. В качестве контактных слоев нами были рассмотрены W и Ni. Причем при электрохимическом создании контактного слоя образуется фаза, состоящая из 70 масс. % Ni и 30 масс. % W, как указано на рисунке 1б. При создании контактного слоя методом магнетронного рассеяния сначала формировался слой из W толщиной 300 нм, затем слой из Ni толщиной 300 нм (рис. 1а).

Исследовании адгезионных свойств проводились методом прямого отрыва [2]. Результаты исследований показали, что контактные слои, сформированные методом магнетронного напыления, обладают лучшими адгезионными свойствами. Кроме этого, было обнаружено, что адгезионная прочность повышается на ~10 % после отжига при 300 °C в течение двух дней.

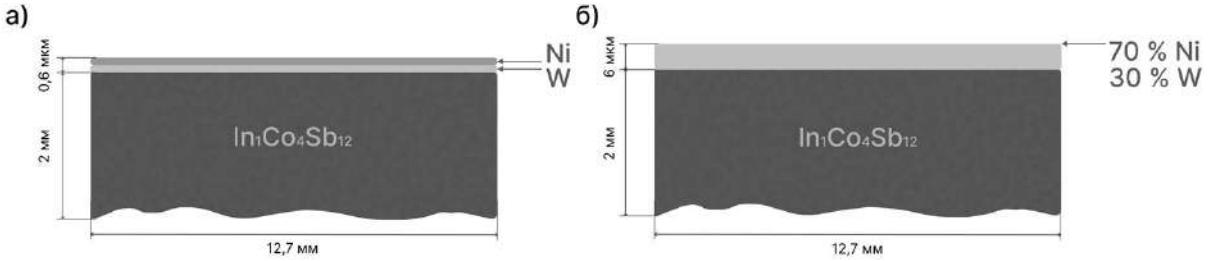



Рисунок 1 – Схематический вид слоев Ni/W на скуттерудите n-типа $In_1Co_4Sb_{12}$:
а) слои, полученные в результате магнетронного распыления; б) слой, полученный в результате электрохимического осаждения

**Работа выполнена при поддержке программы «Приоритет-2030» НИТУ МИСИС (проект К2-2022-022).**

ЛИТЕРАТУРА

1 Ivanova A. et al. Thermoelectric properties of In1Co4Sb12+ δ: role of in situ formed InSb precipitates, Sb overstoichiometry, and processing conditions // Journal of Materials Chemistry A. – 2023. – Т. 11. – №. 5. – С. 2334-2342.

2 Штерн М. Ю. и др. Получение и исследование омических контактов с высокой адгезией к термоэлементам // Физика и техника полупроводников. – 2021. – Т. 55. – №. 12. – С. 1097-1104.

# ГЕНЕРАЦИЯ УСИЛИЙ КОЛЬЦЕВЫМИ СИЛОВЫМИ ПУЧКОВЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ВО ВРЕМЯ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ

**Вьюненко Ю.Н.[1], Волков Г.А.[2], Киселев А.Ю.[3], Метлов Л.С.[4]**
[1]*ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Санкт-Петербург, Россия*
[2]*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия*
[3]*АО «Атомэнергопроект», Санкт-Петербург, Россия*
[4]*Донецкий национальный университет, Донецк, Россия*
aleyukiselev@gmail.com

Работа миниатюрных прессов типа «Шер» [1] обеспечивается кольцевыми силовыми пучковыми элементами (КСПЭ). Выполняя роль «металлических мышц» они позволяют прессу развивать в технологических операция сжимающие усилия до 1200Н (около 20 Н на грамм материала силовых элементов) и более. При этом КСПЭ функционируют за счёт развития в никелиде титана эффекта памяти формы (ЭПФ). За 15 лет эксплуатации «ШеР»-ов в технологических операциях получения слоистых композитов «металлические мышцы» проявили себя безотказными составными элементами конструкции. Поэтому возможность их применения в режиме реализации явления обратимой памяти формы (ОПФ), наблюдаемого в никелиде титана, представляет значительный прикладной и научный интерес.

В работе [2] показано, что этот физический эффект обеспечивает параметры формоизменения КСПЭ, сравнимые с соответствующими характеристиками конструкций, действующих в режиме ЭПФ. Однако при термоциклировании у шестивитковых КСПЭ была выявлена их нестабильность. И, видимо, как следствие этого, генерация усилий F не превысила уровня в 15% от характеристик «металлических мышц» зафиксированных для режима ЭПФ. В данной работе показана возможность повышения механических характеристик КСПЭ в условиях реализации ОПФ и их стабилизации при многократном термоциклировании с переводом материала конструкции из мартенситного состояния в аустенитное и обратно.

Два экземпляра «металлических мышц» были изготовлены из проволоки эквиатомного никелида титана диаметром 2 мм. В исходном состоянии КСПЭ представляли собой шестивитковую бухту с цепным замыканием в форме окружности диаметром ~60 мм. Масса каждого силового элемента была равна ~26 г.

Для наращивания механических характеристик КСПЭ, обусловленных ОПФ, использовали специальный динамометр ЛИНД, схематически изображенный на Рис. 1.

«Металлические мышцы» в свободном состоянии нагревали с динамометром в термостате до температуры 403 К. При таком нагреве материал силовых элементов гарантированно находился в высокотемпературном состоянии. В этих условиях проводили нагружение пары КСПЭ в ЛИНДе. Усилия генерировали контртелом (спиральной пружиной) за счёт уменьшения расстояния между пластинами 3 и 4 на Рис. 1. Затем проводили охлаждение динамометра с «металлическими мышцами» под нагрузкой в термостате и холодильных камерах до 270 К. Таким образом переводили материал КСПЭ в мартенситную фазу. При остывании от температуры ~300 К до ~ 280 К происходит формоизменение силовых элементов, т.к. никелид титана, претерпевающий прямое мартенситное превращение, находится в состоянии пластичности обусловленном гетерофазностью, динамическими процессами перестройки кристаллической структуры, «дефектом» модуля упругости.

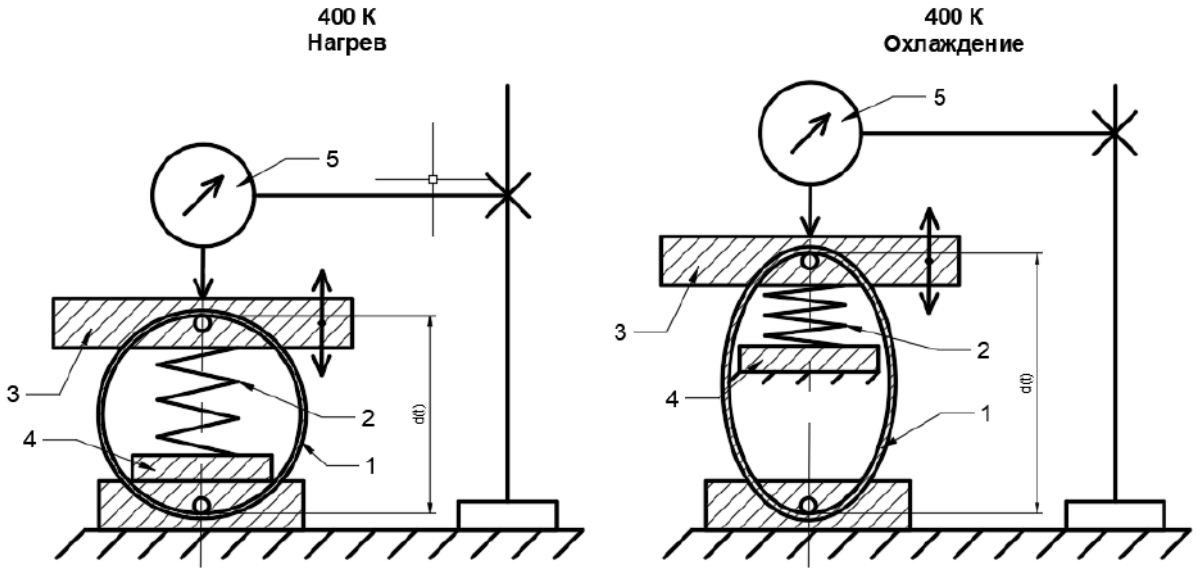



Рисунок 1 – Схема нагружения КСПЭ в динамометре ЛИНД 1 – КСПЭ, 2 – спиральная пружина, 3 – подвижная пластина, 4 – регулирующая подвижная пластина, 5 – измерительная система

После разгрузки «металлических мышц» в низкотемпературном состоянии проводится следующий цикл термомеханической обработки КСПЭ. Зависимость температуры в термостате на стадии нагрева приведена на Рис. 2.

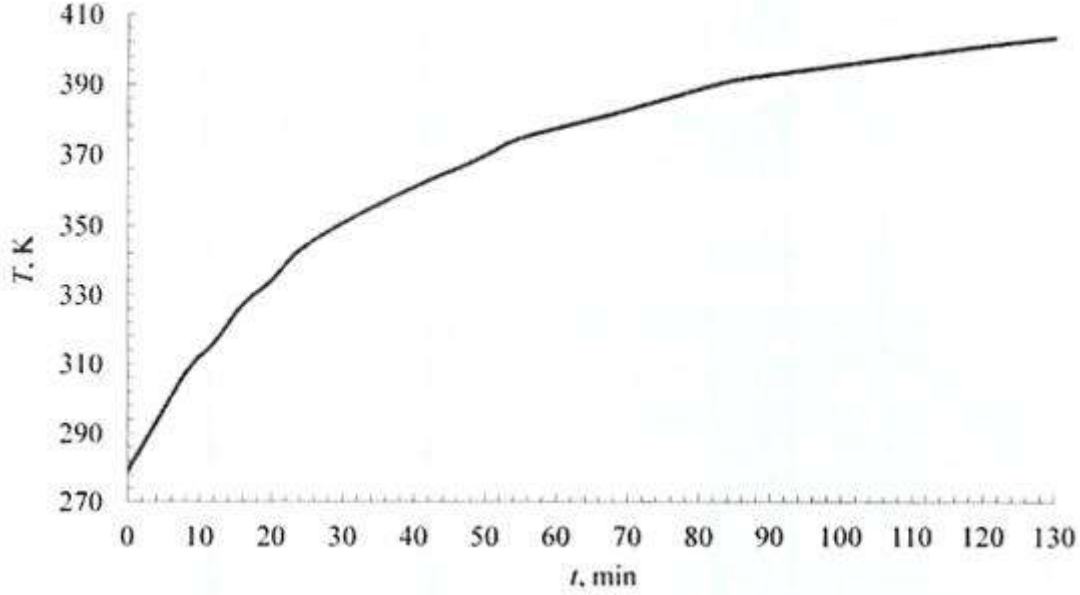



Рисунок 2 – Зависимость температуры в термостате на стадии нагрева

Такую процедуру нагрева в свободном состоянии и охлаждение под нагрузкой проводили многократно до стабилизации параметров формоизменения. Данные об их эволюции получали с помощью измерительных термоциклов, в которых нагрев и охлаждения проводили в свободном состоянии КСПЭ. В первом варианте обработки силовые элементы нагружали силой $F_{T1}$=400 Н. Во втором случае $F_{T2}$=200 Н.

В измерительных термоциклах определяли параметры формоизменения $\Delta d_{эпф}$ и $\Delta d_{опф}$, обусловленные соответственно ЭПФ и ОПФ. Обе величины устанавливали на стадии нагрева как разницу между значениями максимального и минимального диаметра d(t) (Рис. 1). С ростом числа технологических термоциклов возрастают значения обеих определяемых характеристик деформирования контура силового элемента. В процессе развития ЭПФ изменение $\Delta d_{эпф}$ накапливаются главным образом

во время первых десяти переводов материала «металлических мышц» из низкотемпературного состояния в высокотемпературное и обратно (Рис. 3).

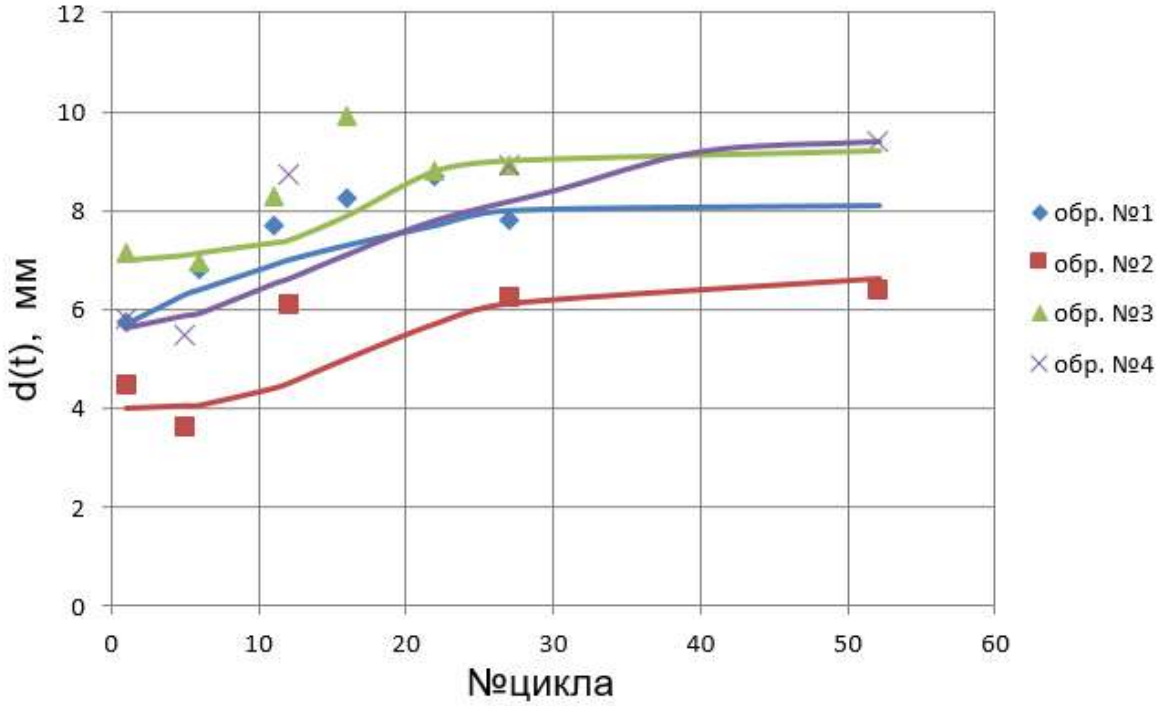



Рисунок 3 – Эволюция характеристики формоизменения $\Delta d_{эпф}$ с ростом числа термоциклов термомеханической обработки силовых элементов

На втором десятке теплосмен определяемая характеристика формоизменения меняется слабо у всех образцов. На начальной стадии термоциклирования значения Δdэпф, получаемые под нагрузкой в 400 Н, заметно превосходят величины, зафиксированные при нагрузке $F_{T2}$. В конечном итоге удаётся увеличить характеристики формоизменения всех КСПЭ за счёт ЭПФ в 1,3-1,6 раза. При этом $\Delta d_{эпф}$ у «металлических мышц» нагружаемых силой в 200 Н, оказывается близким соответствующим величинам $F_{T1}$.

Результаты, полученные в условиях реализации ОПФ, принципиально иные. В первую очередь надо отметить, что после первого термоцикла суммарная величина Δdопф двух образцов практически одинакова для $F_{T1}$ и $F_{T2}$. С ростом числа технологических термоциклов значение характеристик формоизменения монотонно растут во всём исследованном диапазоне от 1 до 52 теплосмен Рис. 4.

После первого технологического термоцикла величина $\Delta d_{опф}$ не превышает 12% значения $\Delta d_{эпф}$. Двадцать семь теплосмен приводят к тому, что уже минимальная величина $\Delta d_{опф}$ составляет ~38% от $\Delta d_{эпф}$. А после 52 термоциклов параметры, обусловленные ОПФ составляют 64% и 77% от соответствующих характеристик ЭПФ. Такое изменение соотношения параметров $\Delta d_{эпф}$ и $\Delta d_{опф}$, обусловленное двумя физическими процессами, возможно является следствием эволюции, во время данной термомеханической обработки, механизмов формоизменения. Главным результатом можно считать возрастание на порядок параметров трансформации КСПЭ за счёт ОПФ.

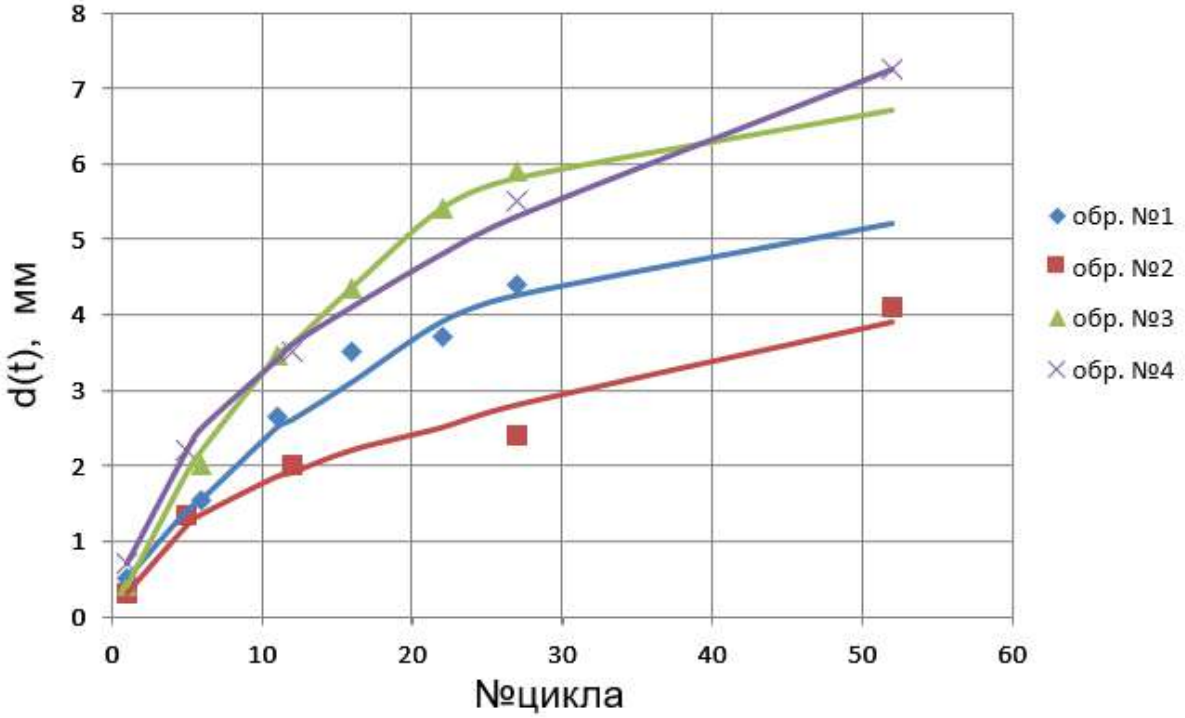



Рисунок 4 – Эволюция характеристик формоизменения $\Delta d_{опф}$ с ростом числа термоциклов термомеханической обработки силовых элементов

О силовых возможностях, изученных образцов «металлических мышц» судили по их взаимодействию с контртелом в виде спиральной пружины (Рис. 1) при нагреве. Силовые элементы устанавливали в ЛИНД таким образом, чтобы сила их контактного взаимодействия в исходном состоянии была равна нулю. Развитие формоизменения в процессе нагрева сопровождается ростом силового взаимодействия. Это отражено на Рис. 5.

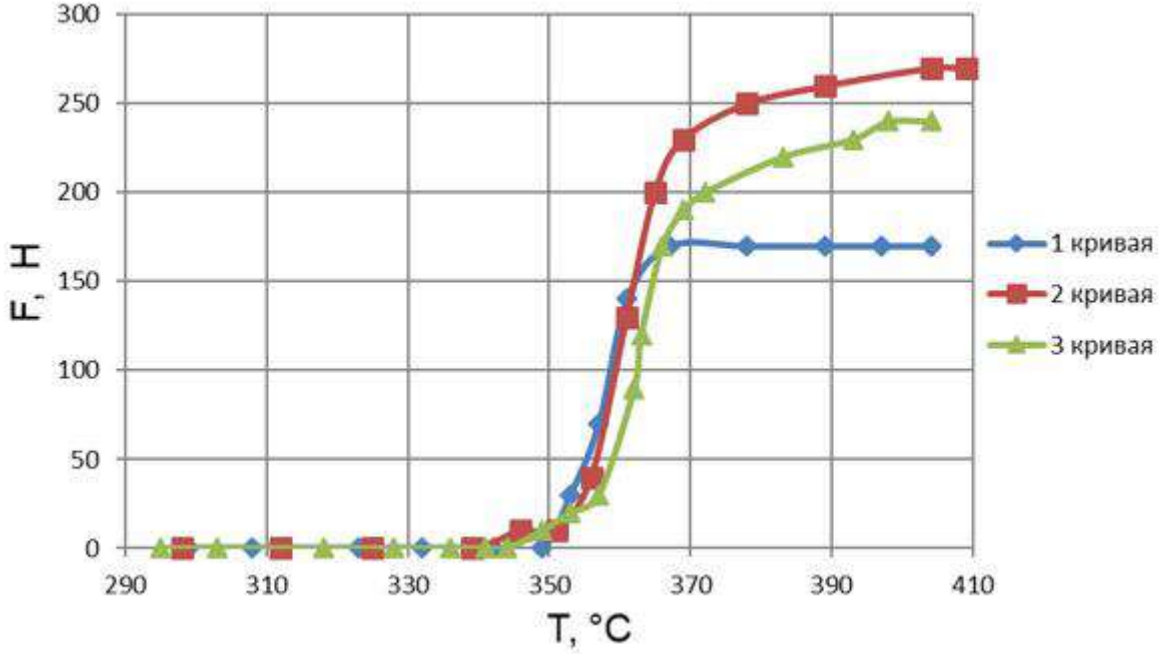



Рисунок 5 – Генерация усилий парами КСПЭ после 27 технологических термоциклов с нагрузкой 400 Н (кривая 1 – во время первого нагрева), после 52 технологических термоциклов с нагрузкой 200 Н (кривая 2 – во время 50 нагрева), (кривая 3 – во время 172 нагрева)

В результате первого режима термообработки ($F_{T1}$ = 400 Н) развиваемые парой КСПЭ усилия достигали 170 Н (кривая 1 Рис. 5). Второй режим термомеханической обработки позволил развить усилия «металлических мышц» в 50-м термоцикле до 270 Н (кривая 2 Рис. 5), 172-м – 240 Н. Эти данные говорят о достаточной стабильности механических свойств КСПЭ на этом этапе термоциклирования.

Предложенный способ термомеханической обработки КСПЭ позволяет на порядок увеличить начальное значение параметров механических характеристик, обусловленных реализацией ОПФ. Они достигают величин сравнимых с соответствующими значениями, полученными в условиях проявления ЭПФ.

На протяжении первых 200 термоциклов механические свойства силовых элементов достаточно стабильны в условиях развития ОПФ.

Изменение соотношения параметров $\Delta d_{эпф}$ и $\Delta d_{опф}$ указывает на возможность трансформации механизмов формоизменения «металлических мышц».

ЛИТЕРАТУРА

1. Андреев В.А., Антонович А.А., Аплеснин С.С. и др., Перспективные материалы и технологии. Т.1. Витебск УО «ВГТУ», 2017, 476 с.

2. Н.Н. Белоусов, Е.А. Хлопков, М.В. Янченко и др., Деформационные характеристики кольцевых силовых пучковых элементов из сплава TiNi, обусловленные обратимой памятью формы. ФТВД, 2022, т. 32, №3 с.1-13.

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

**Хина Б.Б.[1], Покровский А.И.[1], Xu Young[2], Zhang Shi-Hong[2]**
*[1]Физико-технический институт НАН Беларуси,*
*г. Минск, Республика Беларусь, khina@tut.by, art@phti.by*
*[2]Институт исследования металлов Китайской академии наук (IMR CAS),*
*г. Шэньян, Китайская народная республика*

В Физико-техническом институте НАН Беларуси был разработан метод гидроударной штамповки (ГУШ) листовых металлов толщиной до 3 мм и соответствующее оборудование. Метод ГУШ обеспечивает высокую скорость деформации $\dot{\varepsilon}$ ~$10^3$ $с^{-1}$. При этом существенно повышается технологическая пластичность таких материалов, как высокопрочные алюминиевые и титановые сплавы и др. Механические аспекты этого явления изучены достаточно подробно для многих металлов и сплавов [1]. Однако, несмотря на большое число публикаций [2–4], материаловедческие причины изменения деформационного поведения металлов и сплавов при высоких скоростях деформации исследованы недостаточно.

В связи с этим целью данной работы является сравнительный материаловедческий анализ механизмов пластической деформации различных алюминиевых сплавов при низких ($10^{-3}$–1 $с^{-1}$) и высоких (до $5{\cdot}10^3$ $с^{-1}$) скоростях деформации для выявления причин повышения их технологической деформируемости при ГУШ.

Для исследований выбраны три сплава:

- AA2B06-O (3,58% Cu, 1,76% Mg, 0,56% Mn и 0,16% Fe – аналог сплава Д16ч по ГОСТ 4784-2019),
- 2024 (3,74% Cu, 1,15% Mg, 0,5% Mn, 0,17% Fe и 0,14% Zn)
- 1060 (не менее 99,6% Al по ГОСТ 4784-2019).

Образцы вырезали из листа толщиной от 1 (AA2B06-O) до 1,4 мм (1060) вдоль направления прокатки. Квазистатическую (медленную) деформацию осуществляли путем растяжения на стандартной разрывной машине, а динамическую (быструю) проводили по методу Хопкинсона. Образцы исследовали методами просвечивающей (ПЭМ) и сканирующей (СЭМ) электронной микроскопии и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD).

В результате испытаний получены кривые «напряжение $\sigma$ – относительная деформация $\varepsilon$» [5–7]. Установлено, что для всех исследованных материалов увеличение скорости деформации в пределах $\dot{\varepsilon}$ = $10^{-3}$–1 $с^{-1}$ не приводит к заметному изменению кривых $\sigma$–$\varepsilon$. При динамическом нагружении наблюдается как существенное деформационное упрочнение, так и увеличение степени деформации до разрушения $\varepsilon_f$. В качестве примера на рисунке показаны кривые $\sigma$–$\varepsilon$ для чистого алюминия.

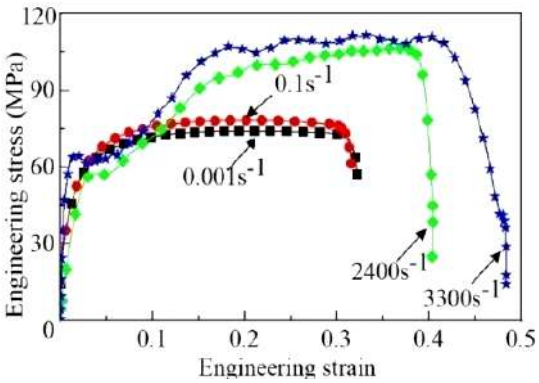



Рисунок – Зависимости «напряжение (engineering stress) – деформация (engineering strain)» для алюминия марки 1060:
$\dot{\varepsilon}$ =0,001 и 0,1 $с^{-1}$ (квазистатические испытания), $\dot{\varepsilon}$ = 2400 и 3300 $с^{-1}$ (динамические испытания)

Максимальное одновременное увеличение пластичности и прочности наблюдалось для сплава АА2В06-О. В нем предел прочности $\sigma_B$ и $\varepsilon_f$ возрастают почти в 2 раза при $\dot{\varepsilon} \approx 5000$ с$^{-1}$ по сравнению со случаем квазистатической деформации.

Исследована трансформация микроструктуры алюминиевых сплавов при медленной и быстрой пластической деформации. В результате установлены физические причины существенного изменения их механического поведения при увеличении скорости нагружения.

Использование метода ПЭМ показало, что в сплаве АА2В06-О при квазистатическом растяжении имеет место гомогенная (нелокализованная на микроуровне) пластическая деформация. В динамическом режиме происходит локализованная деформация: формируются адиабатические микрополосы сдвига, в которых наблюдаются сложные дислокационные структуры, такие как сплетения дислокаций, дипольные и мультипольные конфигурации. Это обеспечивает одновременное существенное возрастание значений $\sigma_B$ и $\varepsilon_f$. Кратковременное тепловыделение при деформации может также привести к протеканию первой стадии динамической рекристаллизации – формированию зародышей новых зерен [5].

Для алюминия марки 1060 методом ESBD установлено, что при малых скоростях нагружения пластически деформируются в основном те зерна, для которых фактор Шмида составляет $0{,}4 < S_F \leq 0{,}5$, т.е. благоприятно («мягко») ориентированные по отношению к направлению растяжения. Здесь $S_F = \cos\varphi \cos\lambda$, $\varphi$ – угол между осью нагружения и плоскостью скольжения дислокаций, $\lambda$ – угол между осью нагружения и направлением скольжения. При этом формируются дислокационные стенки и плоские границы субзерен, т.е. успевают произойти процессы возврата и частично полигонизации. Также в отдельных зернах наблюдаются полосы сдвига. При высоких скоростях нагружения алюминия 1060 в пластическую деформацию вовлекается существенная доля менее благоприятно («твердо») ориентированных зерен, у которых $S_F < 0{,}4$. Процессы возврата в данной ситуации протекают в меньшей степени, а полигонизации не происходит. Возле дислокационных стенок образуются упорядоченные скопления дислокаций, а полосы сдвига не формируются. В целом это приводит к более однородной деформации по объему металла, значительному повышению степени деформации до разрушения $\varepsilon_f$ и деформационному упрочнению в процессе динамической обработки [7].

Таким образом, динамическое нагружение, характерное для ГУШ, обеспечивает изменение механизма деформации и структурообразования, что и приводит к значительному повышению технологической пластичности алюминия и его сплавов.

Результаты исследований могут быть использованы для создания эффективных переналаживаемых технологий изготовления малых партий высококачественных деталей сложной формы из листовых металлических заготовок для авиакосмической техники. Поскольку процесс сопровождается существенным деформационным упрочнением, то для получения деталей сложной формы из труднодеформируемых металлов, таких как высокопрочные литийсодержащие алюминиевые сплавы, нержавеющие стали и пр., необходимо создавать более мощные (с большей энергией удара) установки для ГУШ.

***Работа выполнена в рамках белорусско-китайских проектов БРФФИ № Т19КИТГ-001 и Т22КИ-017.***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Meyers M.A. Dynamic Behavior of Materials. – New York, NY: John Wiley & Sons, 1994. – 856 pp.

2. Leszczynska-Madej B., Richert M. The effect of strain rate on the evolution of microstructure in aluminium alloys // Journal of Microscopy. –2010. –Vol. 237. – P. 399-403.

3. Ubertalli G., Matteis P., Ferraris S., Marciano C., D'Aiuto F., Tedesco M.M., De Caro D. High strain rate behavior of aluminum alloy for sheet metal forming processes // Metals. – 2020. – Vol. 10, No. 2. – Paper 242 (10 pp.).

4. Smerd R., Winkler S., Salisbury C., Worswick M., Lloyd D., Finn M. High strain rate

tensile testing of automotive aluminum alloy sheet // International Journal of Impact Engineering. 2005. – Vol. 32, No. 1-4. – P. 541-560.

5. Khina B.B., Pokrovsky A.I., Zhang S.-H., Xu Y., Chen D.-Y., Marysheva A.A. Effect of strain rate on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy AA2B06-O of the Al-Cu-Mg system // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2021. – Vol. 62, No.5. – P. 545-553.

6. Xu Y., Xia L., Abd Ei-Aty A., Xie W., Chen S., Khina B.B., Pokrovsky A.I., Zhang S.-H. Revealing the dynamic behavior and micromechanisms of enhancing the formability of AA1060 sheets under high strain rate deformation // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 28. – P. 2402-2409.

7. Xia L., Zhang S.-H., Xu Y., Chen S.-F., Khina B.B., Pokrovsky A.I. Deformation characteristics and inertial effect of complex aluminum alloy sheet part under impact hydroforming: experiments and numerical analysis // Advances in Manufacturing. – 2023. – Vol. 11. – P. 311-328.

# ФОРМИРОВАНИЕ ТКАНЕИНЖЕНЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОРИСТЫХ СКАФФОЛДОВ ИЗ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЛАКТИДА

**Филатов С.А.[1], Долгих М.Н.[1], Пас Эстевес Э.А.[2], Филатова О.С.[1], Гавриленко Н.А.[1], Батырев Е.В.[1]**

*Институт тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь[1], fil@hmti.ac.by*

*Центр изучения передового и устойчивого производства, Университет Матансас, Куба[2]*

Восстановление костных дефектов, вызванных травмой, инфекциями, опухолями или врожденными генетическими нарушениями, является актуальной проблемой современной медицины. Наиболее эффективным считается использование аутологичного костного материала (аутотрансплантата), несмотря на ограниченный доступ к донорскому материалу и опасность возникновения осложнений и отторжения трансплантатов. Использование тканеинженерных материалов на основе скаффолдов (пористых каркасов из биорезорбируемых материалов), аутологичных стволовых клеток и биологически активных веществ позволяет создавать индивидуальные имплантаты, которые соответствуют структурным и биомеханическим особенностям поврежденного участка.

Использование рентгеновской компьютерной томографии позволяет создать трехмерное компьютерное изображение и цифровую модель исследуемого участка костных тканей, как для планируемого хирургического вмешательства, так и для проведения регенеративных операций, и создания трехмерной модели костного имплантата (рисунок 1). Регистрация компьютерной рентгеновской томограммы (CT Scan) в формате DICOM позволяет осуществить анализ геометрии и плотности костного материала (денситометрия). Трансформация трехмерных объектов из формата DICOM в формат STL для подготовки цифровой модели для 3D принтера может быть выполнена с использованием программ 3D Slicer (NRRD формат) и Democratiz3D (STL формат), (рисунок 2, 3).

Рисунок 1 – Типичная рентгеновская томограмма коленного сустава в формате DICOM и изготовленная по ней модель сустава из PLA

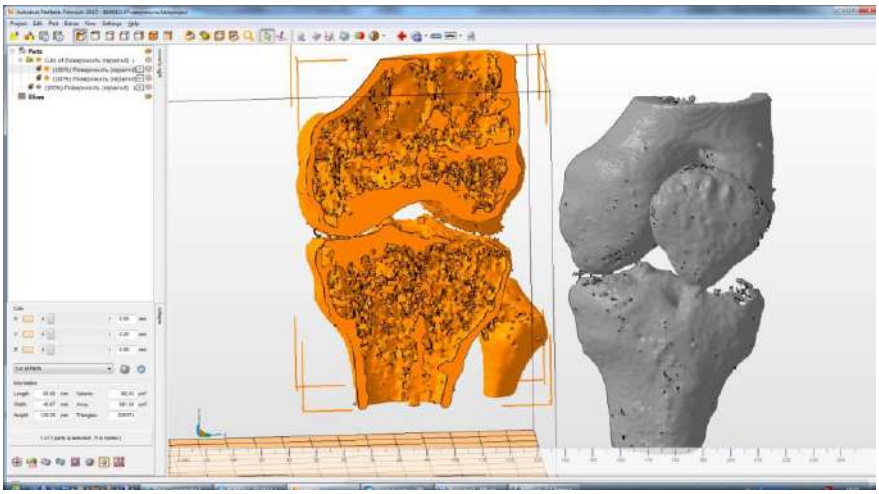


Рисунок 2 – Цифровой двойник коленного сустава с отображением внутренней структуры костных тканей

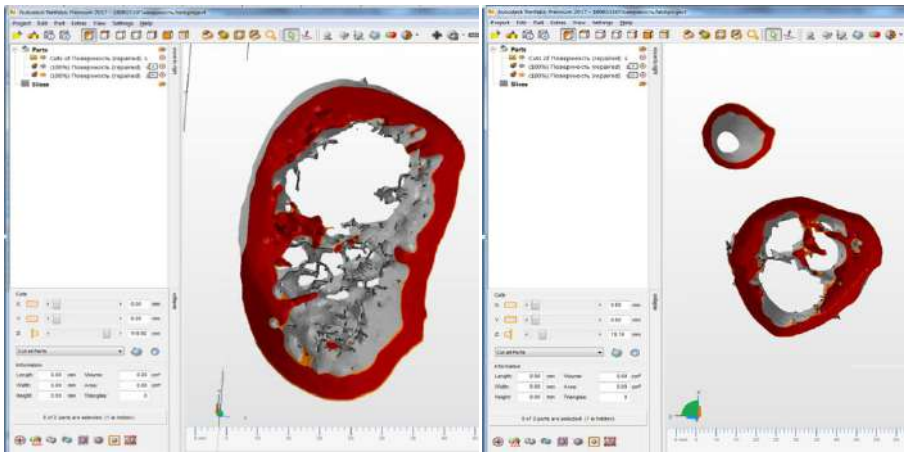


Рисунок 3 – Характерные сечения костных тканей коленного сустава, используемые для подготовки компьютерного моделирования и оценки механических свойств

Микроструктура и профиль костных тканей определяет их высокую прочность: предел прочности 90 МПа, предел текучести − 80 МПа, а модуль упругости – 1900 Мпа, что подтверждается данными численного моделирования процессов разрушения костных тканей при статической и динамической нагрузке.

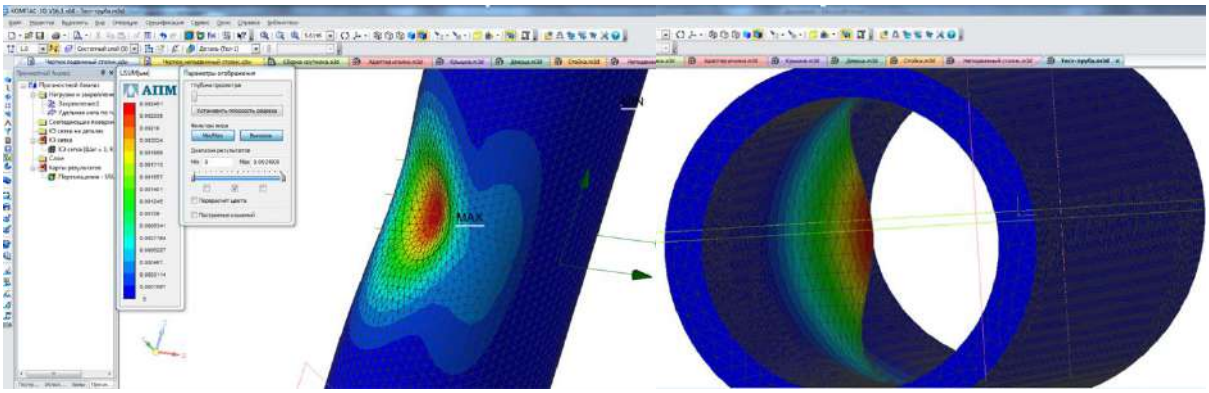


Рисунок 4 – Фрагмент компьютерной модели трубчатой части коленного сустава при моделировании удара

Кроме того, материал для восстановления костных дефектов должен обладать набором специфических свойств, для достижения остеоиндукции, остеогенеза и остеокондукции и иметь пористую структуру, обеспечивающую образование новых и здоровых костных тканей. Оптимальный размер пор 100-300 мкм должен обеспечивать возможность образования новой костной ткани, прорастание сосудов, прикрепление, миграцию и пролиферацию остеогенных клеток, диффузию веществ и продуктов жизнедеятельности клеток во всем объеме костного имплантата [1]. При этом механические свойства имплантата должны быть близки к свойствам костных тканей и должны обеспечить сохранение геометрии и объема имплантата в процессе ремоделирования костной ткани и программируемого времени разрушения имплантата.

Наиболее изученным синтетическим остеопластическим материалом является полилактид (PLA), синтезируемый путем поликонденсации молочной кислоты и полимеризации димера молочной кислоты с добавкам гидроксиапатита или фосфата кальция. При этом если кристаллический PLA, полученный из L-лактида, имеет низкую скорость биодеградации (полное разложение может происходить в течение нескольких лет), то аморфный PLA, полученный из LD-лактида, имеет, высокую скорость биодеградации и низкую механическую прочность. Типичная величина предела прочности PLA 65 Мпа, предел текучести 60 Мпа, модуль упругости – 2500 Мпа.

Решение задачи по созданию тканеинженерного имплантанта возможно при сочетании компьютерного моделирования 3D имплантата на основе PLA, заполненного внеклеточным матриксом на основе фибринового геля с мезенхимальными стволовыми клетками и экспериментальных данных по оценке остеоинтеграции клеток. При таком подходе фибриновый гель (фибриноген, растворенный в 0,9%-ном растворе хлорида натрия с добавлением раствора апротенина, и последующим добавлением раствора тромбина), является надежным клеточным носителем для поддержки функциональной активности мезенхимальных стволовых клеток (как недифференцированных, так и остеогенно преддиференцированных) [2]. Альтернативой является использование альгинатного гидрогеля, кальция фосфата и гидроксида фосфата кальция [3].

Результаты выполненных исследований показывают эффективность применения компьютерной томографии для создания наиболее адекватной структуры PLA матрикса с гелеобразным клеточным носителем.

***Работа выполнена при поддержке Белорусского Республиканского Фонда фундаментальных исследований (проект № Т23КУБ007).***

ЛИТЕРАТУРА

1. Мухаметов У.Ф., Люлин С.В., Борзунов Д.Ю., Гареев И.Ф., Бейлерли О.А., Yang G. Аллопластические и имплантационные материалы для костной пластики: обзор литературы. Креативная хирургия и онкология. 2021;11(4):343-353. https://doi.org/10.24060/2076-3093-2021-11-4-343-353

2. Бухарова Т.Б., Волков А.В., Антонов Е.Н., Вихрова Е.Б., Попова А.В., Попов В.К., Гольдштейн Д.В. Тканеинженерная конструкция на основе мультипотентных мезенхимальных стромальных клеток жировой ткани, полилактидных носителей и тромбоцитарного геля // Гены и клетки, №4. – 2013.

3. Филатов С.А., Долгих М.Н., Э. А. Пас Эстевес, Филатова О.С., Гавриленко Н.А., Батырев Е.В., Юринок Е.А., Гункевич А.А., Савчина-Имбро Н.И. Синтез композиционных материалов на основе полилактида и наноразмерных наполнителей для биопринтинга // Сборник тезисов докладов Междунар. научн. конф. «Моделирование синтеза и разрушения материалов» МСРМ-2023 г. Минск, Республика Беларусь, 2023.

# ОСОБЕННОСТИ НЕУПРУГИХ ПРОЦЕССОВ В ОБЛУЧЁННЫХ МЕТАЛЛАХ

**Варюхин В.Н., Малашенко В.В.**
*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк*
*Донецкий государственный университет, Донецк*
*E-mail: malashenko@donfti.ru*

Различные виды облучения оказывают существенное влияние на неупругие процессы в металлах и сплавах, а в условиях высокоэнергетических внешних воздействий специфика этих процессов в значительной степени определяется коллективными динамическими процессами в дефектной системе кристалла. Анализ неупругих процессов в таких материалах весьма важен как для понимания физической сущности влияния облучения на их механические свойства, так и в плане их практического использования [1-4]. При облучении металлов и сплавов в них возникает огромное количество различных дефектов, как точечных (вакансии, междоузельные атомы), так и линейных (дислокационные петли). В процессе эксплуатации такие металлы могут подвергаться высоким нагрузкам, что приводит к возникновению высокоскоростной деформации облучённых материалов [5-10]. При анализе высокоскоростной деформации облучённых металлов весьма полезной может быть развитая нами теория динамического взаимодействия дефектов (ДВД) [11-14]. В работе [15] была получена скоростная зависимость динамического предела текучести таких металлов. Настоящая работа посвящена теоретическому анализу зависимости динамического предела текучести облучённых металлов и сплавов от концентрации точечных дефектов.

Рассмотрим облучённый металл с высокой концентрацией радиационных дефектов: точечных (вакансии, междоузельные атомы) и призматических дислокационных петель. Точечные дефекты случайным образом распределены по объёму кристалла. Плоскости призматических дислокационных петель параллельны плоскости *XOZ*. Для упрощения вычислений считаем, что все петли имеют одинаковый радиус $R$ и одинаковые векторы Бюргерса $\mathbf{b_0} = (0,\ -b_0,\ 0)$. Все векторы Бюргерса параллельны оси *OY*, а центры дислокационных петель хаотически распределены по кристаллу.

К металлу приложено постоянное внешнее напряжение $\sigma_{xy}^0$, оно приводит к возникновению надбарьерного скольжения бесконечных краевых дислокаций, преодолевающих динамическим образом (т.е. без помощи тепловых флуктуаций) потенциальные барьеры, создаваемые неподвижными структурными дефектами. Дислокационные линии параллельны оси *OZ*. Дислокации движутся вдоль оси *OX*. Их векторы Бюргерса параллельны оси OX, их модули одинаковы и равны $b$. Положение дислокации определяется функцией

$$S_x(z,t) = vt + s_x(z,t) \tag{1}$$

Здесь функция $s_x(z,t)$ описывает колебания дислокации в плоскости скольжения.

При анализе высокоскоростных процессов довольно часто используются методы компьютерного моделирования, в частности метод молекулярной динамики. Этот метод позволяет изучить и визуализировать детали взаимодействия дислокаций со структурными дефектами, однако он не даёт возможности работать с большим количеством дислокаций и получать аналитический вид зависимости механических свойств металлов от концентрации дефектов. Во многих случаях получить такую зависимость удаётся в рамках теории ДВД. В основу этой теории положено представление о дислокации как о массивной упругой струне, совершающей надбарьерное скольжение по кристаллу. Уравнение движения дислокации в нашем случае имеет следующий вид

$$m\left\{\frac{\partial^2 S_x}{\partial t^2}-c^2\frac{\partial^2 S_x}{\partial z^2}\right\}=b_x\left[\sigma_{xy}^0+\sigma_{xy}^p+\sigma_{xy}^{dis}+\sigma_{xy}^L\right]-B\frac{\partial S_x}{\partial t} \quad (2)$$

Здесь $m$ – масса единицы длины дислокации, $c$ – скорость звука в металле, $\sigma_{xy}^p$ – компонента тензора напряжений, создаваемых на линии движущейся дислокации точечными радиационными дефектами, $\sigma_{xy}^{dis}$ – компонента тензора напряжений, создаваемых там же другими дислокациями, движущимися в своих плоскостях скольжения, $\sigma_{xy}^L$ описывает напряжения, созданные призматическими дислокационными петлями, $B$ – константа фононного торможения дислокации. Как было показано в работе [16], взаимодействие между движущимися дислокациями ансамбля приводит к тому, что каждая дислокация при скольжении по кристаллу находится в потенциальной яме, перемещающейся вместе с ней. Следствием этого является появление щели в спектре дислокационных колебаний, возникающих в результате взаимодействия дислокации с другими структурными дефектами.

В рамках теории ДВД вклад каждого типа структурных дефектов, характеризующихся объёмной концентрацией $n_k$, можно вычислить по формуле

$$\tau_k=\frac{n_k b}{8\pi^2 m}\int d^3q\left|q_x\right|\cdot\left|\sigma_{xy}^k(\mathbf{q})\right|^2\delta(q_x^2v^2-\omega^2(q_z)) \quad (3)$$

где $\omega(q_z)$ – спектр колебаний дислокации, $\sigma_{xy}^k(\mathbf{q})$ – Фурье-образ компоненты тензора напряжений, создаваемых исследуемым типом дефектов.

Чтобы вычислить динамический предел текучести материала, необходимо просуммировать вклад тейлоровского упрочнения $\tau_T$, вклад дислокационных петель $\tau_L$, точечных дефектов $\tau_p$ и фононного торможения $\tau_f$

$$\tau=\tau_T+\tau_L+\tau_p+\tau_f \quad (4)$$

Для вклада дислокационных петель получим следующее выражение

$$\tau_L=\frac{n_L\mu b_0 R}{\eta(n_p)\sqrt{\rho}};\quad \eta(n_p)=\sqrt{1+\sqrt{n_p/n_1}}\ ;\ n_1=\left(\frac{\rho b^2}{\chi}\right)^2 \quad (5)$$

Здесь $n_L$ – объемная концентрация дислокационных петель, $\mu$ – модуль сдвига, $\rho$ – плотность дислокаций, $n_p$ – безразмерная концентрация точечных дефектов, $\chi$ – параметр их размерного несоответствия. Полученное выражение справедливо для скоростей деформации $\dot{\varepsilon}$, при которых величина динамического торможения краевых дислокаций призматическими петлями не зависит от скорости перемещения этих дислокаций по кристаллу, т.е. имеет характер сухого трения.

Окончательно выражение, описывающее зависимость динамического предела текучести от концентрации точечных дефектов, примет вид

$$\tau=\alpha\mu b\sqrt{\rho}+\frac{n_L\mu b_0 R}{\eta(n_p)\sqrt{\rho}}+\frac{n_p\mu\chi^2\dot{\varepsilon}}{cb^3\rho^2\eta^2(n_p)}+\frac{B\dot{\varepsilon}}{\rho b^2} \quad (6)$$

Полученная зависимость является немонотонной и имеет два экстремума: максимум при $n_p=n_1$ и минимум при $n_p=n_2$.

$$n_2=\sqrt[3]{\left(\left(n_L b^3 R\rho c\right)/\left(\dot{\varepsilon}\sqrt{\chi^3}\right)\right)^4} \quad (7)$$

Отметим, что положение максимума полученной зависимости не зависит от концентрации дислокационных петель, положение минимума при увеличении их концентрации смещается в сторону больших значений.

Анализ полученных результатов позволяет подтвердить закономерность, выявленную ранее при решении других задач в рамках теории ДВД. Эта

закономерность касается условий возникновения экстремумов зависимости механических свойств материала от его характеристик и условий деформации, а именно: максимумы имеют место при смене доминирующего влияния на формирование спектра (точнее, на вид спектральной щели), минимумы – при смене доминирующего вклада в силу динамического торможения.

В настоящей работе максимум концентрационной зависимости динамического предела текучести возникает при таких значениях концентрации, при которых доминирующее влияние коллективного взаимодействия дислокаций на формирование спектральной щели сменяется доминированием коллективного взаимодействия точечных дефектов. Минимум полученной зависимости появляется при концентрациях, обеспечивающих превосходство динамического торможения дислокаций точечными дефектами над торможением этих дислокаций призматическими петлями.

Полученная зависимость может иметь место в случае предельно высоких значений плотности дислокаций и концентрации круговых дислокационных петель, возникающих при облучении металла. Поэтому при выполнении численных оценок возьмём $n_L = 10^{23}$-$10^{24}$ м$^{-3}$, $\rho = 6 \cdot 10^{15}$ м$^{-2}$, для остальных величин используем типичные значения $b = 4 \cdot 10^{-10}$ м, $\gamma = 0.3$, $\chi = 10^{-1}$, $R = 10b$, $c = 3 \cdot 10^{3}$ м/с, $\dot{\varepsilon} = 10^{6}$ с$^{-1}$. Выполняя вычисления, получим $n_1 = 10^{-3} - 10^{-4}$ и $n_2 = 10^{-1} - 10^{-2}$.

Результаты настоящей работы могут быть полезными при анализе механических свойств облучённых металлов и сплавов в условиях высоких нагрузок, инициирующих высокоскоростную деформацию этих материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. M. Griffiths, Materials. 14(10): 2622 (2021).
2. И.В. Альтовский, Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез 2, 3 (2004).
3. Л.И. Иванов, Ю.М. Платов, Радиационная физика металлов и ее приложения. - М.: Интерконтакт Наука, 300с. (2002).
4. Р. Хоникомб, Пластическая деформация металлов.- М.: Мир, 408 с. (1972).
5. A. Singla, A. Ray, Physical Review B 105, 064102 (2022).
6. H. Fan, Q. Wang, J.A. El-Awady, Nature Communication 12, 1845 (2021).
7. Batani D, EPL 114, 65001 (2016).
8. R. W. Armstrong, S. M. Walley, International Materials Reviews 53, 105 (2008).
9. D. Tramontina., Bringa E., P. Erhart, J. Hawreliak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Tang Y., High Energy Density Physics 10, 9 (2014).
10. P. N. Mayer, A. E. Mayer. J. Appl. Phys. 120, 075901 (2016).
11. V.V. Malashenko, Physica B: Phys. Cond. Mat. 404, 3890 (2009).
12. В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко, Известия РАН. Серия физическая 82, 37 (2018).
13. В.В. Малашенко, ФТТ. 65, 1375 (2023).
14. В.В. Малашенко, ФТТ. 65, 1792 (2023).
15. В.В. Малашенко, ФТВД. 31, 109 (2021).
16. В.В. Малашенко, ФТТ. 56, 1528 (2014).

# ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОЙ УСТОЙЧИВОСТИ СПЛАВА СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА Ni-Mn ПРИ ЕСТЕСТВЕННОМ СТАРЕНИИ

**Белослудцева Е.С.[1,2,3], Винокуров Д.Е.[1,2], Гусев А.О.[3]**
[1]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, РФ*
[2]*Уральский федеральный университет, Екатеринбург, РФ*
[3]*ООО «СИАМС», Екатеринбург, РФ*
* *ebelosludceva@mail.ru*

В работах [1-4] исследуются пленки на основе антиферромагнитного сплава NiMn, поскольку они имеют высокий потенциал практического применения в сфере спинтроники. Интерес обусловлен эффектом обменного смещения, наблюдаемым в системах с обменно-связанными антиферромагнитным и ферромагнитным слоями. Однако в этих работах не было уделено значительного внимания структурным исследованиям. Кроме того, необходимо, чтобы сплавы оставались стабильными при температуре эксплуатации в течение длительного времени.

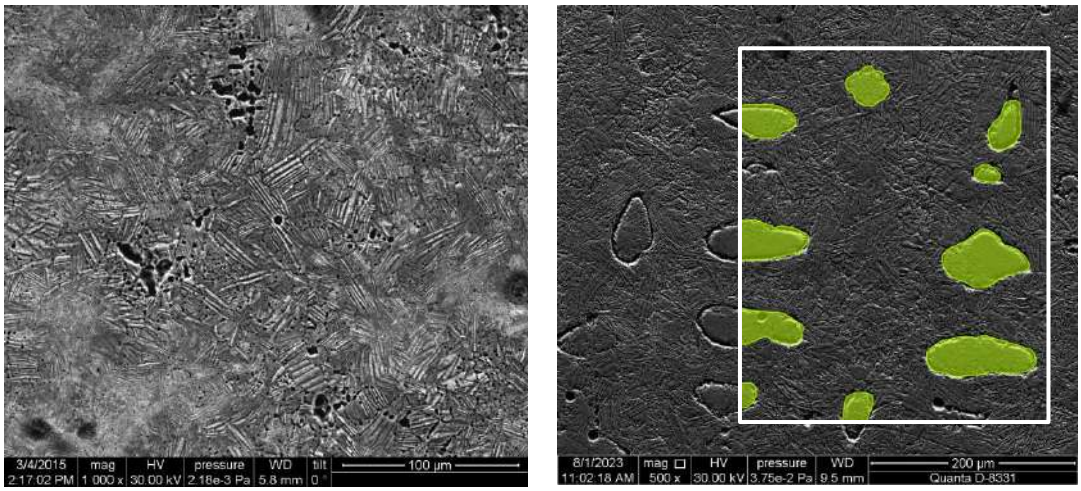
Микроструктуру сплава номинального состава $Ni_{50}Mn_{50}$ изучали методами микроскопии видимого света (ОМ) (ООО «СИАМС»), сканирующей (СЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Анализ изображений выполнен в среде программного обеспечения SIAMS 800 и нейросети SIAMS AIM. Изучена микроструктура сплава в мартенситном состоянии и после естественного старения. Фазовый состав и параметры кристаллических решеток фаз установлены методом рентгеноструктурного фазового анализа (РФСА) и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) в ЦКП ИФМ УрО РАН.

Известно, что сплавах системы Ni-Mn вблизи эквиатомного состава при охлаждении происходят два фазовых структурных превращения: γ→β при температурах, близких 1150-1200 К, и β→Θ при температурах, близких 970-990 К [5, 6]. Высокотемпературная γ-фаза имеет неупорядоченную ГЦК решетку типа А1 с параметром $a_\gamma$=0.3651 нм [6, 7]. β-фаза имеет ОЦК-решетку, атомноупорядоченную по типу В2. Структура тетрагональной Θ-фазы является атомноупорядоченой по типу $L1_0$ [4-8]. Считается, что первый переход контролируется диффузией, обеспечивает атомное упорядочение и кристаллоструктурную перестройку решетки по типу В2, а второй происходит по мартенситному механизму с достаточно узким температурным гистерезисом [2-5].

Установлено, что сплав $Ni_{50}Mn_{50}$ в мартенситном состоянии обладал рядом характерных особенностей морфологии и внутренней структуры кристаллов мартенсита (рис. 1, а). Анализ электронномикроскопических изображений и электронограмм показал, что мартенсит имел преимущественную морфологию в виде иерархии пакетов тонких пластинчатых и внутренне двойникованных кристаллов (рис. 1, б) с плоскими границами габитусов {111}$L1_0$//{101}В2. Обнаружено, что системы двойникующего сдвига $L1_0$-мартенсита определяются как $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle$ГЦТ (или $\{101\}\langle 1\bar{1}0\rangle$ОЦТ).

В работе [8] показано, что структура бинарного эквиатомного сплава $Ni_{50}Mn_{50}$ характеризуется пластинчатой морфологией, соответствующей пакетам мартенситной Θ-фазы (рис. 1, а). В результате естественного старения (порядка 20 лет) впервые обнаружено, что в сплаве происодит фазовое расслоение (рис. 1, б) в результате перераспределения никеля и марганца. Установлено, что в областях второй фазы содержание никеля больше на 2…3 ат. % от стехиометрического состава. Соответственно, в матрице образца наблюдается повышенное содержание марганца по сравнению с химическим составом, наблюдаемым до распада.

С использованием нейросети SIAMS AIM проведен анализ распределения выделений второй фазы (рис. 1, б, на вкладке). Показано, что ее объемная доля составляет около 18% (см. табл. 1).




а б

Рисунок 1– Изображение микроструктуры сплава $Ni_{50}Mn_{50}$, полученные методом СЭМ а – до фазового расслоения, б – после фазового расслоения, на вкладке – результат разметки нейросетью SIAMS AIM выделений второй фазы

Таблица 1– Анализ включений второй фазы

| | |
|---|---|
| Проанализированная площадь, кв. мм | 1,493 |
| Доля включений второй фазы, % | 17,9 |
| Количество включений второй фазы на кв.мм | 87,73 |
| Средняя площадь включения, кв. мкм | 2045,03 |
| Средний линейный размер включения второй фазы, мкм | 56,73 |
| Среднее расстояние между включениями, мкм | 91,90 |

Методом EBSD-анализа установлено, что образовавшиеся области представляют смесь двух фаз – NiMn ($L1_0$) и $Ni_3Mn$ (кубическая решетка) с параметром решетки близкими 0.359 нм. При этом объемная доля кубической фазы составляет 30% от размера области или 2% от всей поверхности исследования. В связи с содержанием фазы $Ni_3Mn$ менее 10% от объема всего образца, на дифрактограммах РСФА отдельные ее пики не идентифицируются.

Таким образом, применяя сплав $Ni_{50}Mn_{50}$ с антиферромагнитными свойствами, следует учитывать возможность его фазового расслоения с образованием ферромагнитной фазы $Ni_3Mn$ в процессе длительной эксплуатации.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (Шифр «Структура» Г.р. № 122021000033-2). Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН при финансовой, технической и программной поддержке ООО «СИАМС».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Moskalev, M. E., Lepalovskij, V. N., Svalov, A. V., Larrañaga, A., Balymov, K. G. & Kulesh, N. A. Vas'kovskiy, V. O. Crystal structure and exchange bias of Ni-Mn-based films // Journal of Alloys and Compounds, 2019, V. 777, P. 264-270.

2. Moskalev, M. E., Kudyukov, E. V., Lepalovskij, V. N. & Vas'kovskiy, V. O. Tuning of Exchange-Biased Ni-Mn/Fe-Ni Films with High Blocking Temperatures // IEEE Magnetics Letters, 2019, V/ 10.

3. Москалев, М. Е., Лепаловский, В. Н., Наумова, Л. И. & Васьковский, В.О. Влияние буферного слоя пермаллоя на структурное состояние и гистерезисные свойства многослойных пленок FeNi/Ni-Mn /FeNi // Известия Российской академии наук. Серия физическая, 2019, Т. 83, С. 953-955 3 стр.

4. Moskalev, M. E., Lepalovskij, V. N., Yushkov, A. A., Kolosov, V. Y. & Vas'Kovskiy,

V. O. Structural investigation of magnetron sputtered Ta/$Ni_xMn_{100-x}$/Ta thin films // Physics, Technologies and Innovation, PTI 2018: Proceedings of the V International Young Researchers' Conference. American Institute of Physics Inc., V 2015. P. 020062

5. Диаграммы состояний двойных металлических систем / Справочник под ред. Лякишева М.П. М.: Машиностроение, 1999. Т. 3, книга 1, С. 359-361.

Adachi K. and Wayman C.M. Transformation behavior of nearly stoichiometric Ni-Mn alloys // Met.Trans.A, 1985. V.16, P. 1567-1579.

6. Николин Б.И. Многослойные структуры и политипизм в металлах и сплавах. Киев: Наукова думка, 1984. 240 с.

7. Kren E., Nagy E., Nagy I., Pal L. And Szabo P. Structures and phase transformations in the Mn-Ni system near equiatomic concentration // J. Physics and Chemistry of Solids, 1968. V. 29, P. 101-108.

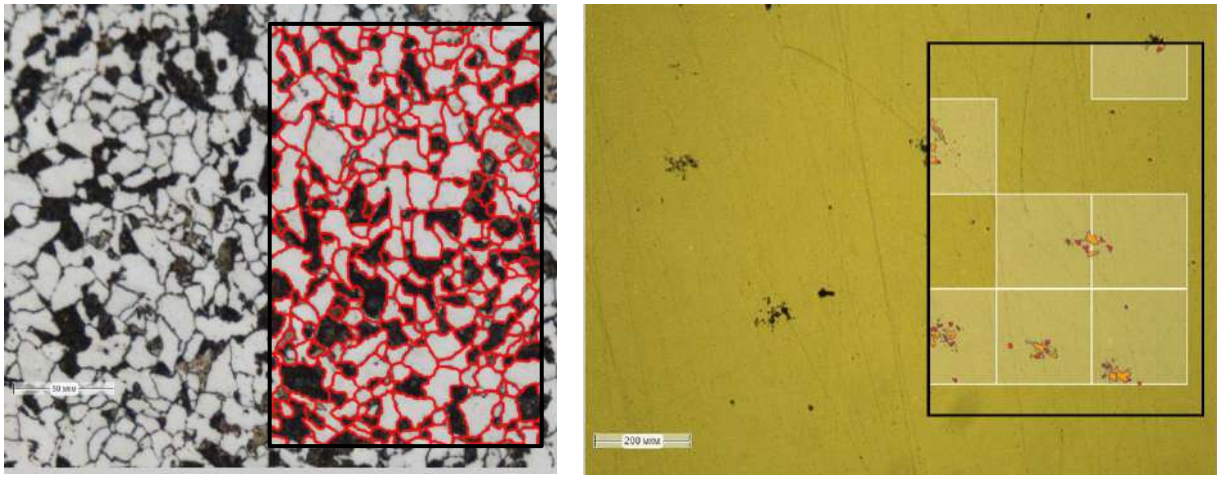
8. Белослудцева Е.С. Микроструктура, термоупругие мартенситные превращения и свойства B2 сплавов на основе Ni-Mn: дис. ... канд. физ. мат. наук: 01.04.07/ Е.С. Белослудцева- ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, 2017 - 167 с.

# АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ АНАЛИЗ ИЗОБРАЖЕНИЙ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КЛАССИЧЕСКИХ МЕТОДОВ И НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ SIAMS

**Белослудцева Е.С.[1,2,3], Сивкова Т.А.[1], Гусев А.О.[1], Сыропятова О.С.[1], Кадушников Р.М.[1], Сомина С.В.[1]**

*[1]ООО «СИАМС», г. Екатеринбург, Россия, https://siams24.ru/, https://siams.com/*
*[2]ФГБУН ИФМ им. Михеева УрО РАН, г.Екатеринбург, Россия*
*[3]ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия*
*elena@siams.com*

Автоматизированные программные решения для анализа структуры материалов применяются не только в целях ускорения лабораторного контроля, но и для минимизации ошибки возникающей за счет человеческого фактора. На сегодняшний день в библиотеке программных продуктов SIAMS существует более 150 методик для автоматизированного анализа макро- и микроструктуры конструкционных и функциональных материалов по различным стандартам (рис. 1). Они позволяют анализировать изображения, полученные методами световой и электронной микроскопии. Результаты анализа требуемых параметров могут представлены в виде таблиц, графиков, гистограмм (рис. 2)



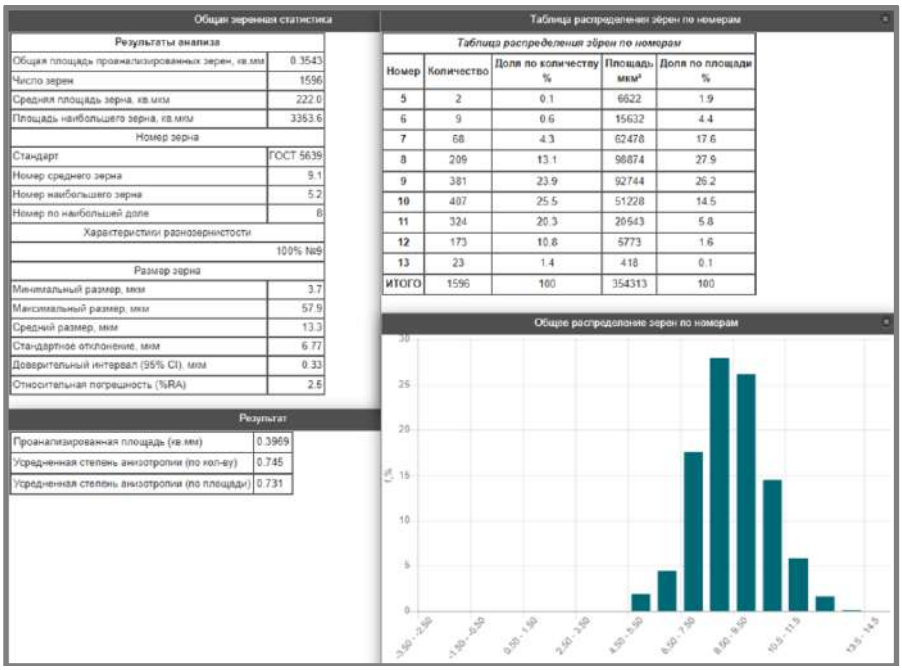

а б

Рисунок 1– Пример выделения автоматизированными методиками SIAMS: а – границ зерен в стали по ГОСТ 5639, б – пор в титановом сплаве по ГОСТ 9391

Кроме того, для анализа «сложных» изображений созданы модули, основанные на технологии нейросетей SIAMS AIM, которые позволяют определять структурные элементы, слабоконтрастные к фону, объекты в широком диапазоне размеров, изображения, полученные при различных увеличениях, а также объекты на изображениях с дефектами съемки или пробоподготовки. Сложностью работы с нейросетями (НС), обычно является необходимость использования нескольких программных продуктов: в одной программе делается разметка искомых объектов, в другой - обучение НС, в третьей – проводится качественный или количественный анализ параметров структуры. Такой подход усложняет автоматизацию анализа, что особенно критично для серийного контроля структуры материалов на производстве.

Компания SIAMS (ООО «СИАМС») разработала специализированное программное обеспечение (ПО) для анализа структуры материалов с использованием алгоритмов НС для семантической сегментации, поиска объектов и сегментации экземпляра. В ПО SIAMS пользователь имеет возможность разметить объекты анализа, создать обучающую выборку и отправить модель на обучение. Анализ по

созданной модели проводится сразу же после завершения обучения. Алгоритмы с использованием НС интегрированы с автоматизированными программными модулями для автоматизированного анализа структуры по требованиям отечественных и международных стандартов. Результаты анализа могут быть представлены в виде таблиц, графиков и гистограмм и сохраняются в файлах различных форматов.



Общая зеренная статистика

| Результаты анализа | |
|---|---|
| Общая площадь проанализированных зерен, кв.мм | 0.3543 |
| Число зерен | 1596 |
| Средняя площадь зерна, кв.мкм | 222.0 |
| Площадь наибольшего зерна, кв.мкм | 3353.6 |
| Номер зерна | |
| Стандарт | ГОСТ 5639 |
| Номер среднего зерна | 9.1 |
| Номер наибольшего зерна | 5.2 |
| Номер по наибольшей доле | 8 |
| Характеристики разнозернистости | |
| | 100% №9 |
| Размер зерна | |
| Минимальный размер, мкм | 3.7 |
| Максимальный размер, мкм | 57.9 |
| Средний размер, мкм | 13.3 |
| Стандартное отклонение, мкм | 6.77 |
| Доверительный интервал (95% CI), мкм | 0.33 |
| Относительная погрешность (%RA) | 2.6 |

Результат

| | |
|---|---|
| Проанализированная площадь (кв.мм) | 0.3969 |
| Усредненная степень анизотропии (по кол-ву) | 0.745 |
| Усредненная степень анизотропии (по площади) | 0.731 |

Таблица распределения зёрен по номерам

*Таблица распределения зёрен по номерам*

| Номер | Количество | Доля по количеству % | Площадь мкм² | Доля по площади % |
|---|---|---|---|---|
| 5 | 2 | 0.1 | 6622 | 1.9 |
| 6 | 9 | 0.6 | 15632 | 4.4 |
| 7 | 68 | 4.3 | 62478 | 17.6 |
| 8 | 209 | 13.1 | 98874 | 27.9 |
| 9 | 381 | 23.9 | 92744 | 26.2 |
| 10 | 407 | 25.5 | 51228 | 14.5 |
| 11 | 324 | 20.3 | 20543 | 5.8 |
| 12 | 173 | 10.8 | 5773 | 1.6 |
| 13 | 23 | 1.4 | 418 | 0.1 |
| ИТОГО | 1596 | 100 | 354313 | 100 |

Общее распределение зерен по номерам



Рисунок 2 – Пример результата анализа зеренной структуры стали по ГОСТ 5639

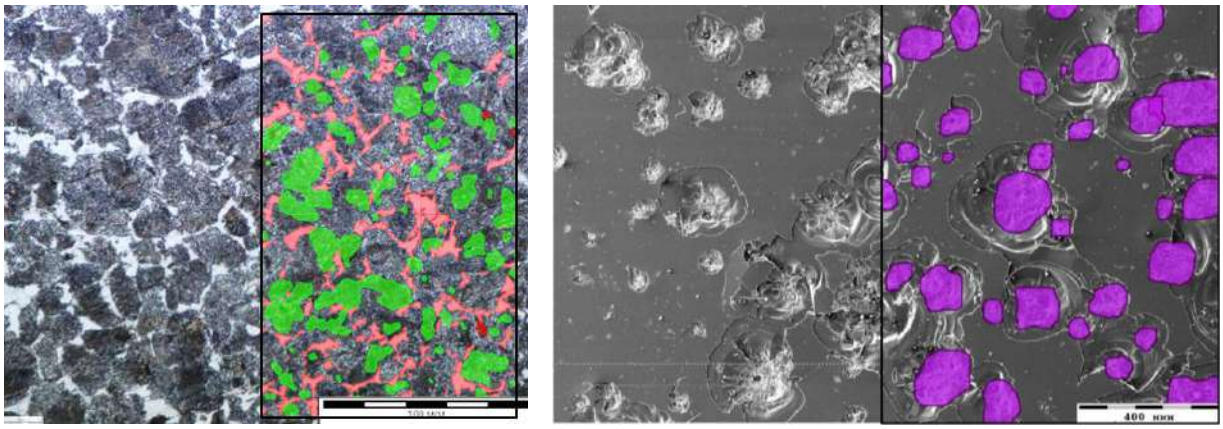
Получены стабильные результаты на изображениях, на которых разные структурные (фазовые) составляющие обладают одинаковым оттенком, например зернистый и пластинчатый перлит (рис. 3, а) и структурные элементы слабоконтрастные к фону, в том числе на изображениях, полученные методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) (рис. 3, б). Преимущества использованной технологии заключаются в следующем: обученный алгоритм более устойчив к вариациям условий пробоподготовки, травления и съемки образцов, которые при использовании классического метода сегментации приводили к ложным контурам и/или неверно оконтуренным объектам; не требуется настройка порогов чувствительности как при использовании основных типов сегментации; сокращается время анализа [1].

Сложность автоматизированного анализа изображений, полученных в СЭМ, возникает из-за их недостаточной контрастности. На данный момент в СЭМ не существует методик выравнивания освещенности. Поэтому, как правило, разные участки изображения освещены неодинаково. Известно, что на СЭМ-изображениях достаточно часто присутствует так называемый «шум». Данные эффекты вносят дополнительные сложности в цифровой анализ снимков. В качестве примера на рис. 3, б приведено СЭМ-изображение кратеров на стекле. С помощью НС в ПО SIAMS были выделены только внутренние контуры объектов, исключая внешние контуры и объекты иной морфологии [2].

Среди решенных с помощью НС SIAMS задач можно выделить распознавание альфа-фазы в титане, определение количества вязкой и хрупкой составляющих в изломах, сегментация дендритной структуры и др.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что комплексный научно-исследовательский подход, использованный при интеграции НС в ПО SIAMS, существенно расширяет круг решаемых задач микроструктурного анализа в

материаловедении и может быть использован для серийного контроля структуры материалов в производственных и исследовательских лабораториях.




а б

а – изображение микроструктуры стали в выделенной маской зернистого и пластинчатого перлита, полученноее методом световой микроскопии; б – изображение поверхности стекла с выделенной маской внутренних контуров кратеров, полученное методом СЭМ

Рисунок 3– Результат выполнения семантической сегментации

**Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (Шифр «Структура» Г.р. № 122021000033-2) при финансовой, технической и программной поддержке ООО «СИАМС».**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. T. Sivkova, A. Gusev, A. Syropyatov, *GraphiCon*, pp. 772-780 (2021).
2. Е.С. Белослудцева, Т.А. Сивкова, О.С. Сыропятова, Р.М. Кадушников, С.В. Сомина Сборник тезисов докладов XXII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов — молодых ученых Екатеринбург: УрФУ, С. 412- 415 (2023).

# INFLUENCE OF COPPER FERRITE ADDITIVES ON THE DIELECTRIC CONSTANT OF BARIUM TITANATE

**Laletin V.M.[1], Poddubnaya N.N.[1], Nabzdorov I.S.[1], Li Jin[2]**
[1]*Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus*
[2]*Xi'an Jiaotong University, Xi'an, China*
*laletin57@rambler.ru*

The influence of copper ferrite additives on the properties of barium titanate ceramics was studied. The samples were obtained by sintering at a temperature of 1280°C pressed barium titanate powder with copper ferrite additives in an amount of 0.05; 0.1; 0.15; 0.2 and 0.3 mol.%. It has been established that the introduction of small additives of ferrite leads to an increase in the density of ceramics from 5.00 g/cm$^3$ for pure barium titanate to 5.56 g/cm3 for barium titanate doped ferrite in an amount of 0.15 mol.%. The density of the ceramics is found to decrease sharply with high ferrite concentrations.

It can be assumed that the increased reactivity of the powder mixture with small additives of ferrite is caused by an increase in the diffusion rate due to the appearance of internal surfaces when crystallites break. In this case, copper ferrite acts as a sintering activator dissolving in the main component. When the ferrite concentration is above 0.15 mol%, the formation of the second phase in barium titanate occurs. In this case, the sample density decreases sharply.

The indicated dependencies of the phase formation when doping barium titanate with copper ferrite are confirmed by studying the dielectric constant in the in the phase transition region. Figure 1 shows that small additives of copper ferrite lead to a decrease in the Curie temperature from 117.2°C for pure barium titanate to 110.4°C for barium titanate doped with copper ferrite in an amount of 0.15 mol.%. However, with ferrite additives of 0.2 and 0.3 mol.%, the Curie temperature is 116.6°C and 116.5°C respectively and it approximately corresponds with the Curie temperature of pure barium titanate. Since the phase transition temperature is sensitive to various impurities, it can be argued that in this case, doping of barium titanate with copper ferrite does not occur.

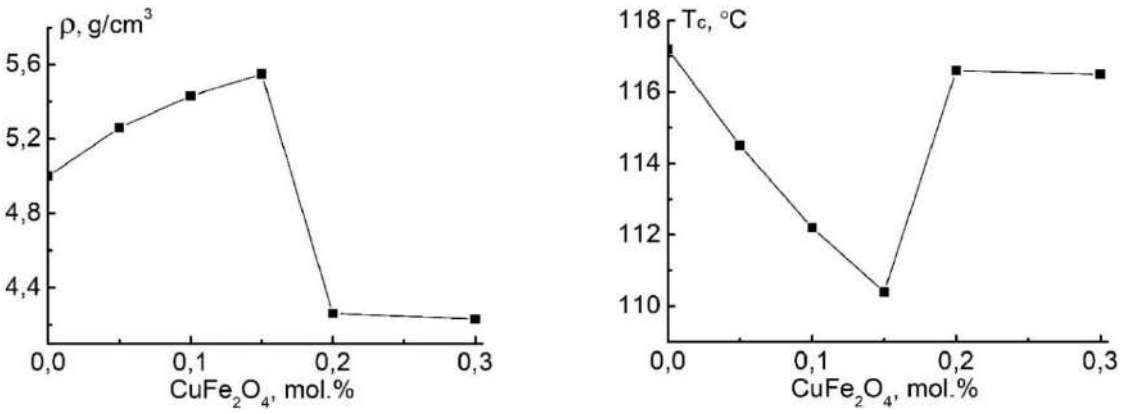



Figure – Dependence of ceramic density (a), on the Curie temperature (b) on the additives of copper ferrite

Thus, doping of barium titanate ceramics is observed with small addition (up to 0.15 mol.%) of copper ferrite to barium titanate, resulting in an increase in density and a decrease in the Curie temperature. With increasing copper ferrite concentration above 0.15 mol.%, two-phase ceramics formation is observed.

# ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЕ ПОЛИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

**Королёв А.Ю.[1], Томило В.А.[2]**
*[1]Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»*
*г. Минск, Республика Беларусь, korolyov@park.bntu.by*
*[2]Белорусский национальный технический университет*
*г. Минск, Республика Беларусь, stamila@rambler.ru*

В качестве альтернативы существующим методам электрохимического полирования в промышленности широко используется электролитно-плазменная обработка, предназначенная для полирования (электролитно-плазменное полирование – ЭПП), удаления заусенцев и очистки поверхности металлических изделий. ЭПП по сравнению с механическим и электрохимическим полированием обладает рядом существенных преимуществ, важнейшим из которых является высокая экологическая безопасность за счёт применения электролитов на основе водных растворов солей концентрацией 3–5%. При этом существующие разработки в области ЭПП материалов медицинского назначения (за исключением коррозионностойких сталей), не позволяют в полной мере использовать их для внедрения в промышленное производство из-за сложности. Для решения проблемы ЭПП материалов медицинского назначения нами разработан и исследован ряд новых процессов. Применение разработанных процессов на практике показало их высокую эффективность при использовании в качестве финишной операции при производстве изделий медицинского назначения из кобальт-хромовых сплавов, титановых сплавов и нитинола.

На рис. 1 представлены зависимости шероховатости поверхности *Ra* от продолжительности ЭПП образцов из титана ВТ1 при различных значения напряжения. С увеличением напряжения в исследуемом диапазоне (от 260 до 300 В) происходит снижение значений параметра шероховатости поверхности *Ra*. Однако наибольшее сглаживание поверхности достигается при значении рабочего напряжения 300 В, которое обеспечивает минимальный удельный съем. В результате обработки при напряжении 300 В продолжительностью 5 мин шероховатость поверхности снижается с *Ra* = 0,365 мкм до *Ra* = 0,091 мкм.

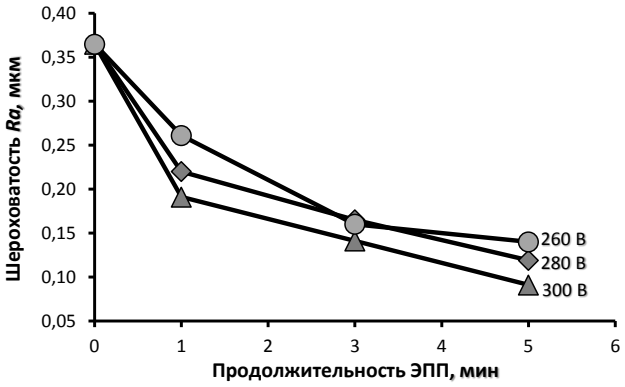



Рисунок 1– Влияние продолжительности ЭПП на шероховатость поверхности образцов при различных значения напряжения

Зависимости шероховатости поверхности и коэффициента отражения образцов из кобальт-хромового сплава от продолжительности ЭПП, построенные на основании экспериментальных данных, представлены на рис. 2. Минимальные значения шероховатости поверхности достигаются при обработке с продолжительностью 0,5–1 мин. Наибольший коэффициент отражения имеют образцы после обработки продолжительностью 2–2,5 мин. Сопоставление зависимостей на рис. 2 показывает, что для достижения высокого качества ЭПП кобальт-хромовых сплавов необходимая

продолжительность обработки составляет 2 мин. При этом обеспечивается формирование гладкой поверхности без наличия царапин, образуемых в результате предварительного шлифования, и рельефных выступов, а также снижение шероховатости до *Ra* = 0,057 мкм и существенное повышение коэффициента отражения поверхности (до 0,7).

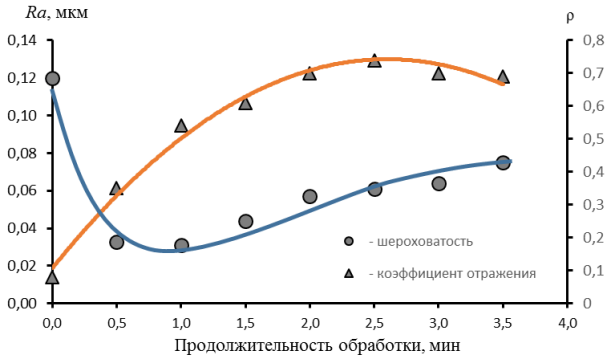



Рисунок 2 – Влияние продолжительности ЭПП на изменение шероховатости поверхности и коэффициента отражения

На рис. 3 представлена зависимость, характеризующая влияние продолжительности обработки на изменение шероховатости поверхности $\Delta Ra$ образцов из нитинола. Наиболее интенсивное сглаживание микронеровностей наблюдается в начальной стадии процесса обработки поверхности при продолжительности до 1 мин. При дальнейшей обработке интенсивность сглаживания значительно снижается. В результате обработки продолжительностью 5–7 мин достигаются предельные значения $\Delta Ra$.

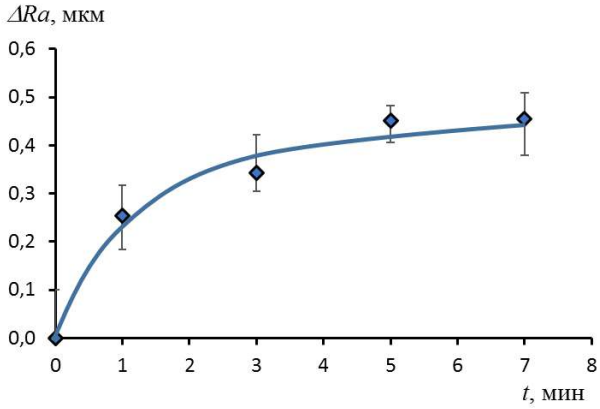



Рисунок 3 – Влияние продолжительности ЭПП на изменение шероховатости поверхности

На рис. 4 представлена зависимость потенциала питтингообразования $E_{питт}$ поверхности образцов из нитинола от продолжительности ЭПП, построенная по результатам потенциодинамических испытаний. Средние значения потенциала питтингообразования образцов после ЭПП с различной продолжительностью составляют от 318 до 523 мВ. Среднее значение потенциала питтингообразования исходного образца после термообработки составляет 348 мВ. Наибольшие значения $E_{питт}$ достигаются при продолжительности ЭПП до 3 мин. При этом максимальное значение 610 мВ было получено в серии измерений для образца, обработанного с продолжительностью 1 мин. Длительная обработка (5 мин и более) приводит к значительному уменьшению потенциала питтингообразования до значений, меньших чем у исходного образца, и, соответственно, к снижению защитных свойств поверхности. Сопоставление полученных экспериментальных результатов показывает, что наиболее рациональным представляется режим ЭПП продолжительностью 3 мин, при котором обеспечивается высокая интенсивность сглаживания микронеровностей с уменьшением параметра шероховатости *Ra* на 0,344 мкм с относительно малым

съемом металла (13,7 %). При этом размеры сечения ламелей стент-элемента уменьшаются на 26–32 мкм (на 5,0–7,5 %) относительно исходного значения, а радиусы кромок увеличиваются до 32–44 мкм, что не вызывает критического снижения радиальной жесткости стент-элемента и не приводит к нарушению его работоспособности. При использовании такого режима ЭПП потенциал питтингообразования увеличивается на 115 мВ (33 %) относительно исходного состояния.

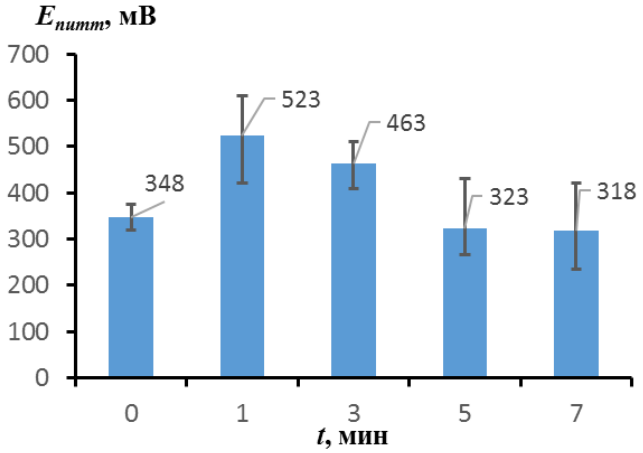



Рисунок 4 – Влияние продолжительности обработки на изменение потенциала питтингообразования

На основании полученных результатов разработан ряд процессов финишной обработки изделий медицинского назначения, включающих сердечно-сосудистые, черепные и позвоночные имплантаты, эндопротезы (рис.5).

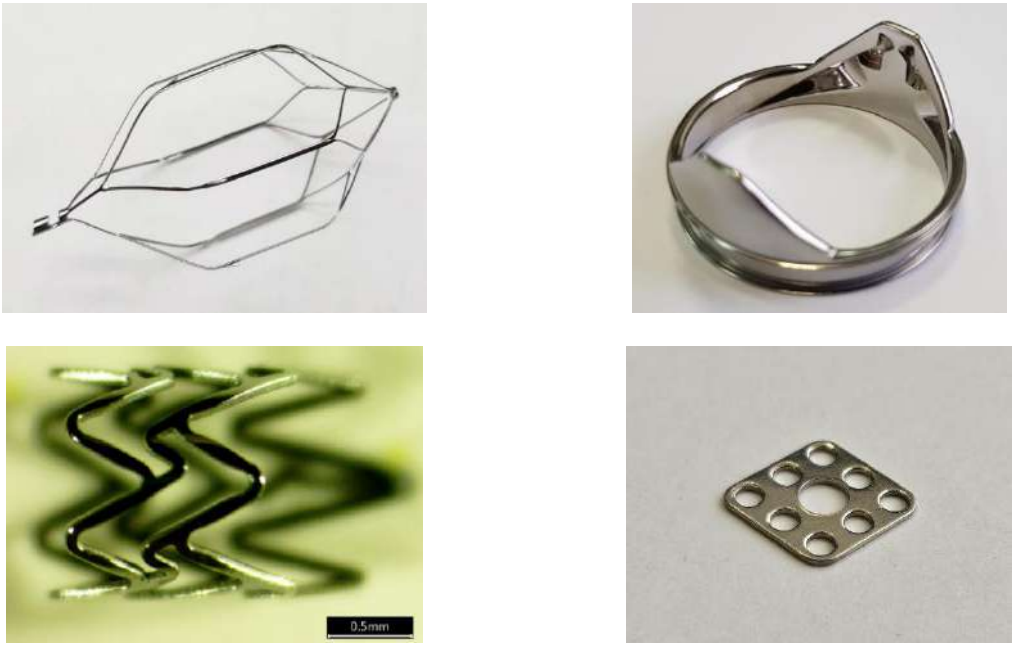



Рисунок –5 Примеры ЭПП изделий медицинского назначения

# ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СКУТТЕРУДИТОВ *P*-ТИПА

**Ховайло В.В., Щербакова К.А.**
*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*
*khovaylo@misis.ru*

Так называемые «заполненные» скуттерудиты считаются одними из наиболее высокоэффективных термоэлектрических (ТЭ) материалов в среднетемпературном диапазоне. Высокая ТЭ добротность $zT = S^2\sigma T/\kappa$ ($S$, $\sigma$, $\kappa$ – коэффициент Зеебека, электропроводность и общая теплопроводность, соответственно, а $T$ – абсолютная температура) этих соединений обусловлена прежде всего тем, что в них реализуется концепция «фононного стекла – электронного кристалла» (ФСЭК) [1], которая делает возможной независимую оптимизацию электро- и теплофизических свойств этих соединениях.

Общая формула заполненных скуттерудитов – $R_xT_4Pn_{12}$, где R – наполнитель (раттлер), которым являются в основном щелочные или щелочноземельные металлы, а также лантаноиды и актиноиды, T – переходный металл, а Pn – пниктоген. Как правило, $x$, который указывает на степень заполнения октаэдрических пустот кристаллической решетки раттлерами, сильно зависит от химического состава скуттерудитов и не превышает 0.3 для соединений с T = Co. На сегодняшний день значения z$T$ в скуттерудитах $n$-типа на основе $CoSb_3$ достигает ~ 1.80 в случае добавления к ним двух или трех разных химических элементов в качестве раттлеров [2], тогда как значения z$T$ для скуттерудитов $p$-типа в основном остаются ниже единицы [3]. Учитывая, что для ТЭ модулей требуются материалы как $n$-, так и $p$-типа с сопоставимыми характеристиками, улучшение ТЭ свойств скуттерудитных соединений $p$-типа является актуальной задачей.

Скуттерудит $p$-типа проводимости номинального состава $CeFe_{3.5}Co_{0.5}Sb_{12}$ был получен комбинацией механохимического синтеза и искрового плазменного спекания. По сравнению с традиционными методами синтеза, предложенный подход позволяет больше чем на порядок сократить время получения скуттерудитных термоэлектриков. С помощью варьирования как времени помола, так и температуры спекания, удалось сократить количество вторичных фаз $FeSb_2$ и Sb, наличие которых оказывает негативное влияние на коэффициент Зеебека в частности и на термоэлектрическую добротность в целом. Наибольшее значение $zT$ = 0.4 при 773 К продемонстрировал образец, полученный после 30 минут помола и спеченный при 798 К.

**Работа выполнена при поддержке программы «Приоритет-2030» НИТУ МИСИС (проект К2-2022-022).**

[1] G.A. Slack (ed.). *Handbook of Thermoelectricity*, (Boca Raton, CRC Press, 1995), p. 407.
[2] G. Rogl, A. Grytsiv, K. Yubuta, S. Puchegger, E. Bauer, C. Raju, R.C. Mallik, P. Rogl, Acta Mater. 95, 201 (2015).
[3] J. Yu, W.Y. Zhao, P. Wei, D.G. Tang, Q.J. Zhang, J. Electron. Mater. 41, 1414 (2012).

# ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ И ЕЕ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ

**Найзабеков А.Б.[1], Лежнев С.Н.[1], Рубаник В.В.[2], Царенко Ю.В.[*2]**
[1]*НАО «Рудненский индустриальный университет», г. Рудный, Республика Казахстан*
[2]*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Республика Беларусь*
[*]*E-mail: labpt@vitebsk.by*

Главный недостаток наиболее распространенных и изученных методов интенсивной пластической деформации (ИПД), равноканального углового прессования и кручения под высоким давлением, препятствующий широкому промышленному внедрению – ограничения в размерах образцов и крайне низкая технологичность производства. Устранить эти недостатки можно, используя такой способ ИПД, как радиально-сдвиговая прокатка, которая также позволяет получать ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру, но уже в длинномерных круглых прутках с некоторыми особенностями распределения структуры.

Существенным преимуществом радиально-сдвиговой прокатки является полное структурное прорабатывание металла по всему сечению и его уплотнение, повышение физико-механических свойств проката, благодаря значительному углу подачи достигается увеличение технологической пластичности заготовок более чем на 300%. В очаге деформации радиально-сдвиговой прокатки реализуется схема напряженно-деформированного состояния, близкая к всестороннему сжатию с большими сдвиговыми деформациями, являющаяся благоприятной для формирования УМЗ структуры. Основной особенностью радиально-сдвиговой прокатки является немонотонность и турбулентность деформации, а также отличия в пластическом течении и проработке структуры разных зон заготовки вследствие траекторно-скоростных особенностей процесса [1]. Экспериментальные исследования показали, что УМЗ-структура распространяется в прутке от его поверхности на глубину не менее четверти радиуса прутка. Переходная зона находится в области между 0,5R и 0,25R сечения прутка. Вследствие структурной неоднородности по сечению прутка наблюдается и плавное падение уровня микротвердости центральной зоны прутка. Все это свидетельствует о градиентном характере сформировавшейся в продеформированных на стане радиально-сдвиговой прокатки прутках [1].

Целью исследования является установление закономерностей формирования структуры, механических свойств ультрамелкозернистой меди и ее сплавов, полученных методом радиально-сдвиговой прокатки, при ультразвуковой обработке.

Объектами исследования служили образцы меди М1 и медных сплавов марки Л63 и ЛЖМц66-4-7, полученных методом радиально-сдвиговой прокатки [2]. Оптимальным способом ультразвукового воздействия на УМЗ материалы, с точки зрения эффективности знакопеременного механического воздействия является способ, в котором обработка образцов осуществляется в пучности напряжений стоячей волны волновода в закрепленном состоянии [3]. Обрабатываемый образец из наноматериала закрепляли внутри полости волновода в пучности напряжений с помощью специального винта, обеспечивая надежный акустический контакт между волноводом и обрабатываемым образцом. Присоединение усилителя и волновода (излучателя) к преобразователю можно рассматривать как дополнительную нагрузку к преобразователю.

Для определения количественных параметров структуры ультрамелкозернистых материалов широко применятся метод рентгеноструктурного анализа (РСА). Рентгеноструктурные исследования, проводившиеся на образцах различных металлов, полученных методами интенсивной пластической деформации, показывают наличие искажений решетки, значительных микронапряжений, которые вызывают уширение рентгеновских пиков. Также обнаруживается, что размер областей когерентного рассеяния, полученный методом РСА, заметно меньше размера зерен, рассчитанного

из электронно-микроскопических снимков, для всех рассмотренных случаев деформационной обработки (рисунок 1). Это может быть связано, во-первых, с допущениями в самих методиках расчета. Во-вторых, такое различие, которое наблюдается практически всегда для УМЗ металлов, может являться следствием наличия неравновесных границ зерен в структуре. Метод РСА позволяет определять размеры ОКР, соответствующих внутренней области зерен, однако не включающих в себя приграничные сильно искаженные области, образующиеся в материалах при ИПД. И, в-третьих, структура, формирующаяся при ИПД, является весьма неоднородной, внутренние объемы зерен могут включать в себя субструктурные фрагменты, которые методом РСА определяются как отдельные ОКР.

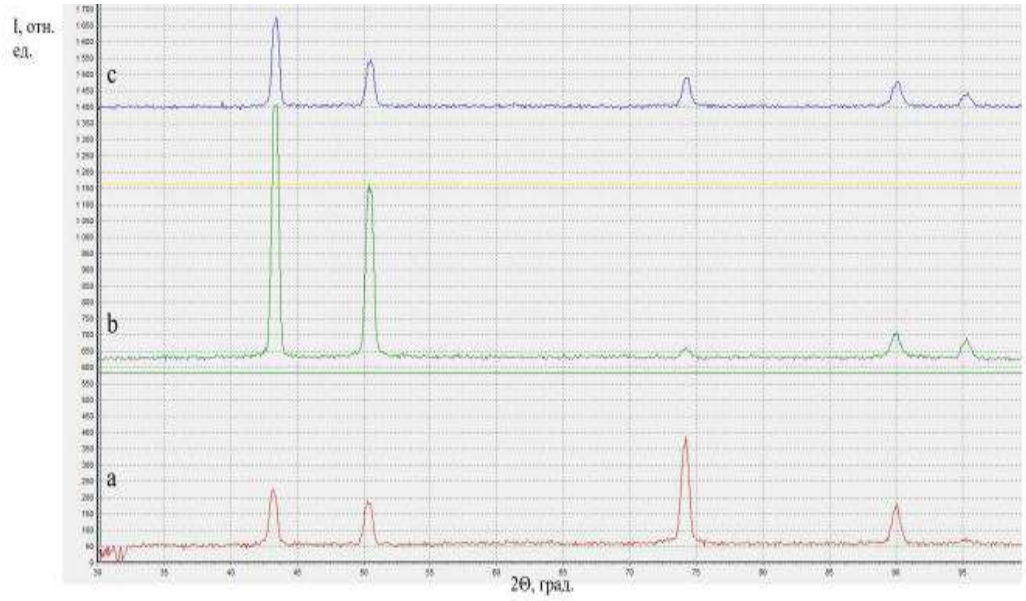



Рисунок 1 – Дифрактограмма (CuKα) образца меди М1 после РСП
(a – без УЗО; b – УЗО 40 МПа; c – УЗО 70 МПа)

Снижение уширения рентгеновских линий свидетельствует об уменьшении микронапряжений в исследуемом образце после ультразвуковой обработке, так и некотором росте областей когерентного рассеяния (таблица 1). Размер ОКР, как правило, отождествляют со средним размером кристаллитов, определив который, можно судить о характере изменения размера кристаллитов в материале в зависимости от условий обработки.

Таблица 1 – ОКР образцов меди и латуни

| Материал | Вид обработки | Размер ОКР, нм |
|---|---|---|
| Медь М1 | РСП, без УЗО | 13,5 |
| | РСП, УЗО 40 МПа | 15,1 |
| | РСП, УЗО 70 МПа | 16,3 |
| Латунь Л63 | РСП, без УЗО | 12,5 |
| | РСП, УЗО 40 МПа | 14,0 |
| | РСП, УЗО 70 МПа | 13,7 |

Ультразвуковая обработка привела к росту ОКР у всех образцов меди и латуни от 8 % до 20 %, причем наибольший рост наблюдался для меди М1.

Механические свойства образцов меди и латуни в УМЗ состоянии перед и после ультразвуковой обработки при различных значениях амплитуды знакопеременных напряжений исследовали, измеряя микротвердость (рисунок 2) на приборе «Micromet-II» с нагрузкой 50 г по ГОСТ 9450-76.

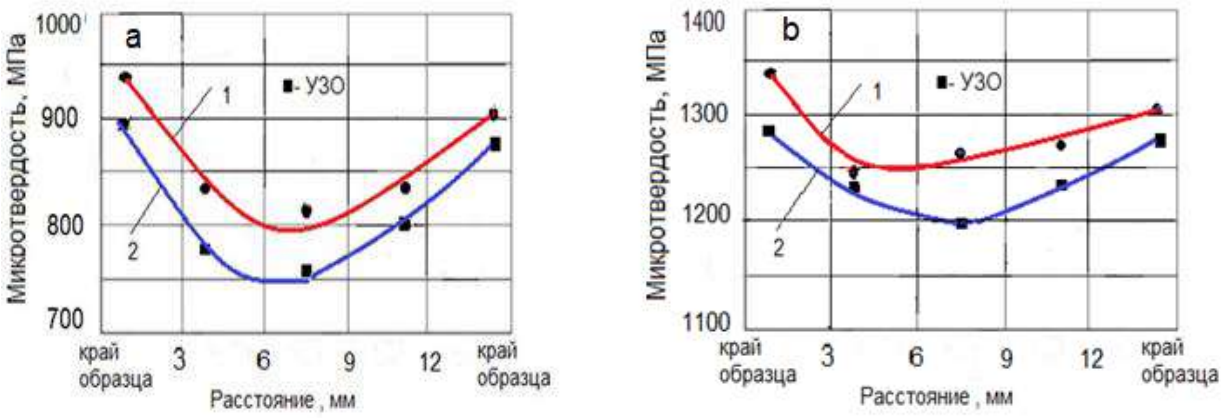



Рисунок 2 – Распределение микротвердости по диаметру диска меди М1 (а) и латуни ЛЖМц66-47 (b) после радиально-сдвиговой прокатки:
1 – без УЗО; 2 – УЗО 40 МПа

Исследования микроструктуры проведенное на световом микроскопе «MeF-3» фирмы «Reichert» (Австрия) показали, что ультразвуковая обработка образцов меди и латуни приводит к незначительному увеличению размера зерна. Полученные образцы после УЗО также исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе DSC 214 Polyma. Показано, в образцах меди М1 ультразвуковая обработка с механическими напряжениями до 70 МПа не изменяет ход кривых ДСК при нагреве образцов до 500°С. В материале Л63 пик наблюдается в диапазоне температур 193 - 269 °С у образцов без УЗО. После ультразвуковой обработки наблюдается смешение пиков в сторону более высоких температур 322 °С (УЗО 40 МПа) и 301 °С (УЗО 70 МПа). Также в образцах Л63 после УЗО происходит увеличение площади пиков по сравнению с образцами после РСП без УЗО.

Установлена связь параметров ультразвукового воздействия с микроструктурой и физико-механическими свойствами УМЗ образцов меди и латуни. Показано, что ультразвуковое воздействие на материалы после радиально- сдвиговой прокатки при определенных амплитудах механических напряжений способствует релаксации неравновесной структуры границ зерен и снятию, таким образом, внутренних напряжений.

1. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на микроструктуру и механические свойства нержавеющей аустенитной стали 08Х18Н10Т / А.Б. Найзабеков, С. Н. Лежнев, Е. А. Панин, А. С. Арбуз // Черная металлургия. –2020 – Т. 76 – № 2 – С. 162-168.

2. Role of Pre-Heat Treatment in the Formation of a Favorable Finegrained Structure in Copper and Brass for Further Deformation /A.Naizabekov, I.Volokitina, E.Panin, V.Rubanik, Y.Tsarenko// Journal of Chemical Technology and Metallurgy, v. 58, N4, 2023, p.783-787.

3. Effect of Ultrasonic Treatment on the Microstructure and Properties of Nanostructured Nickel Processed by High Pressure Torsion/ A.A. Nazarova, R.R. Mulyukov, Yu.V. Tsarenko, V.V. Rubanik, A.A. Nazarov// Materials Science Forum. - 2011.- V. 667-669. - P. 605-609.

# ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КРАТКОВРЕМЕННОЙ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ ЕДИНОЙ РЕЛАКСАЦИОННОЙ МОДЕЛИ

**Селютина Н.С.**
*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия, nina.selutina@gmail.com*

Разработана релаксационная модель необратимого деформирования для прогнозирования полного деформационного отклика материала при циклическом деформировании. С её помощью будут изучены эффекты стабилизации пластической деформации при циклическом деформировании с постоянной петлёй гистерезиса и с конечной упругой стадий.

Разработана модель с полученными значениями конечной накопленный деформации, дополненная кинетической моделью поврежденности, что позволит восстановить усталостную кривую Велера. На основе различных материалов будет проведено сравнение кривых усталости для алюминиевых сплавов и сталей на прогнозирование одновременно кратковременной и длительной прочности материала.

Исследованы эффекты стабилизации пластической деформации при циклическом деформировании с постоянной петлёй гистерезиса и с конечной упругой стадий на основе разрабатываемой релаксационной модели необратимого деформирования. Для каждого из материалов определяются структурно-временные характеристики, построены петли гистерезиса и зависимости накопленной пластической деформации от числа циклов, а также определены режимы (скорость нагружения и амплитуда) и длительность циклов нагружения, при которых наблюдается стабилизация пластической деформации.

Полученные результаты будут играть важную роль в развитии фундаментального подхода, явно учитывающего протекающие процессы релаксации и временной фактор при циклическом деформировании.

**Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 23-71-01059.**

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ AL-CU-NI И AL-CU-CO В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИЯХ

**Бронникова Ю.И.[1], Камаева Л.В.[1], Циок Е.Н.[1], Щелкачев Н.М.[2]**
*[1]УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск, Россия*
*[2]ИФВД РАН, Москва, Троицк, Россия*
*E-mail: yulya.bronnikova.2001@bk.ru*

Сплавы системы Al-Cu-Co и Al-Cu-Ni в области, богатой Al, обладают хорошими литейными свойствами и являются конструкционными материалами, сочетающими в себе такие качества, как высокая твердость и пластичность. Также в системе Al-Cu-Co при 10-20 ат.% Co и 20-30 ат.% Cu образуется стабильная квазикристаллическая фаза с декагональной структурой (D-фаза). Воздействие давлением при затвердевании сплавов может расширить концентрационную область существования квазикристаллической фазы до концентраций, соответствующих конструкционным сплавам, что может позволить создать новый конструкционный композит. Система Al-Cu-Ni не образует равновесных квазикристаллических фаз, однако сплавы этой системы при концентрации Cu ~30 ат.% проявляют эффект памяти формы и рассматриваются как альтернатива сплавам Ti-Ni. Обе системы содержат большое количество интерметаллидных соединений, морфология и состав которых во многом определяют их свойства, в т.ч. прочность и пластичность. Формирование и рост интерметаллидов определяется не только кинетическими факторами, но и исходной структурой перед началом кристаллизации. Поэтому в данной работе проведены комплексные исследования структуры и свойств сплавов в жидком и твердом состоянии, в т.ч. полученном при затвердевании в условиях высоких давлений.

Для сплавов Al-Cu-Ni были подробно изучены температурные и концентрационные зависимости кинематической вязкости в области концентраций от 17.5 до 40 ат.% Cu при 10 и 20 ат.% Ni, а также при от 5 до 30 ат.% Ni при 30 ат.% Cu. Кинематическую вязкость измеряли методом затухающих крутильных колебаний корундового тигля с расплавом. Эксперименты проводили в атмосфере очищенного гелия. Для предотвращения неконтролируемого влияния оксидной пленки в тигель поверх образца помещали крышку из $Al_2O_3$ в качестве второй торцевой поверхности. Температурные зависимости вязкости расплавов в области температур от температуры ликвидус до 1500°C не имеют значимых особенностей, хорошо описываются уравнением Аррениуса, что свидетельствует об отсутствии каких-либо резких изменений структуры и химического взаимодействия в расплавах в этих температурных интервалах. Энергия активации вязкого течения расплавов при 10 ат.% Ni изменяется в пределах от 17 до 28 кДж/моль, при 20 ат.% Ni - от 22 до 44 кДж/моль. По политермам вязкости рассчитаны концентрационные зависимости. На изотермах вязкости и характеристиках вязкого течения обнаружены минимумы и максимумы. Минимум вязкости при 10 ат.% Ni и при 21 ат.% Cu соответствует инвариантному превращению $L+Al_3Ni_2 \rightarrow L+\beta$. Минимум вязкости при 35 ат.% Cu и 10 ат.% Ni, а также максимумы вязкости при 20 ат.% Ni и 25, 37 ат.% Cu связаны с ослаблением или усилением химического взаимодействия между атомами Al, Cu и Ni в различных концентрационных интервалах. Влияние изменений концентрации никеля при постоянной концентрации меди также оказывает неоднозначное влияние на вязкость расплавов Al-Cu-Ni.

Методом термического анализа определены температуры фазовых превращений исследованных сплавов, а также построены соответствующие концентрационные сечения диаграммы состояния. Анализ данных термического анализа позволил точно определить значения температур ликвидус исследованных сплавов и фазовый состав различных областей диаграммы состояния, в т.ч. и двухфазной области, ограниченной линией ликвидус. Также данный метод позволил определить концентрационные зависимости переохлаждения при кристаллизации расплавов в тиглях $Al_2O_3$ в условиях охлаждения от различных температур со

скоростями 20, 50, 100℃/мин. Концентрации, при которых наблюдается изменение типа кристаллизации или характера концентрационного изменения переохлаждения, соответствуют экстремумам на изотермах вязкости расплавов Al-Cu-Ni, а также особенностям на линии ликвидус.

Получены экспериментальные данные по температурному и концентрационному поведению вязкости расплавов Al-Cu-Co при 15 ат.% Co и 10-30 ат.% Cu, а также при 25 ат.% Cu и 2,5-20 ат.% Co. Исследованы условия образования твердых фаз в этих сплавах при кристаллизации в контейнере в условиях медленного охлаждения (до 1К/с) при нормальном давлении. Построены концентрационные срезы диаграммы состояния системы Al-Cu-Co при 15 ат.% Co и 25 ат.% Cu, в изученных интервалах концентраций установлено два инвариантных превращения: при 17,5 ат.% Cu и 15 ат.% Co L+Al13Co4 – L+θβ и при 25 ат.% Cu и 12 ат.% Co L+Al13Co4 – L+β. Обнаруженные особенности на концентрационной зависимости переохлаждения хорошо согласуются с общим изменением характера кристаллизации и имеют более сложный вид, чем линии ликвидус. Сопоставление концентрационных зависимостей вязкости и переохлаждения расплавов Al-Cu-Co между собой, а также с видом концентрационных срезов тройной диаграммы состояния позволило установить выраженное влияние химического взаимодействия в расплаве на условия образования твердых фаз на первых этапах кристаллизации при нормальном давлении.

Проведенное молекулярное динамическое моделирование расплавов Al-Cu-Co при давлении 10 ГПа показало, что концентрации, при которых происходят значимые изменения параметров химического ближнего порядка, соответствуют концентрациям, при которых атомы Cu или Co входят в первую координационную сферу вокруг атомов выбранного сорта (Cu, Co, Al). При увеличении давления до 10 ГПа эти концентрации сдвигаются. Такое изменение соответствует наблюдаемым в эксперименте изменениям концентраций инвариантных равновесий. Увеличение давления до 5 ГПа смещает область инвариантных равновесий в область меньших концентраций Cu и больших Co, что способствует расширению концентрационного интервала существования D-фазы. Показано, что полученная при высоком давлении структура сплавов стабильна до температур 500-800 °C. Сплавы, затвердевающие в условиях высоких давлений, менее дефектны и имеют высокие значения микротвердости. Максимальное увеличение микротвердости наблюдается для сплава квазикристаллической стехиометрии ($Al_{60}Cu_{25}Co_{15}$). В этом случае при затвердевании в условиях давлений 5 ГПа квазикристаллическая фаза образуется как по перитектической реакции, так и напрямую из расплава.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-22-00370, https://rscf.ru/project/24-22-00370/***

# МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МОДИФИКАТОРЫ ДЛЯ ПОЛИАМИДНОЙ МАТРИЦЫ

**Овчинников Е.В., Григорьева Т.Ф., Эйсымонт Е.И.**
*ГрГУ им. Янки Купалы, Гродно, Беларусь,*
*ИХТТиМХ СО РАН, г. Новосибирск, Россия*
*ovchin@grsu.by*

Понятие технологии получения механоактивированных композитов очень широкое, поскольку оно касается всех отраслей производства, которые разрабатывают промежуточную или готовую продукцию путем смешивания нескольких видов сырья с соответствующей последующей обработкой [1]. Для определения понятия технологии механоактивированных композиционных материалов может быть использована следующая формулировка, которая подразумевает все теоретические, практические знания и операции, реализованные при смешивании, комбинировании или придании формы ингредиентам природного или синтетического происхождения, часто несовместимых друг с другом. Целью данной технологии является получение коммерческого продукта, характеризующегося заданными свойствами согласно технической или коммерческой документации [2]. Среди составляющих композиционных материалов необходимо различать активные ингредиенты, которые выполняют основную заданную функцию, и базовые материалы, которые подвержены модифицированию при введении активных ингредиентов [3]. Механоактивированные композиты обычно состоят из микродисперсной или нанодисперсных фаз, которые находятся в матрице полимера и выглядят однородными в макроскопическом масштабе и гетерогенны в микроскопическом масштабе. Основным требованием к композиционным материалам, в том числе, и механоактивированным, является стабильность состава, структуры и физико-механических характеристик формируемых материалов [4]. Получаемые композиционные материалы обычно анизотропны и гетерогенны, что обусловлено технологией получения, структурой и физико-механическими характеристиками полимерной матрицы и механоактивированного модификатора [5]. Природа высокомолекулярного соединения, заряд механоактивированного модификатора, количество модификатора в полимере, применяемый производственный процесс – это параметры, которые оказывают определяющее влияние на свойства композиционного материала. Механоактивированные частицы возможно вводить, в том числе, в металлические, керамические или полимерные матрицы, что позволяет получать огромную комбинацию механоактивированных композиционных материалов.

Обычно композиционные материалы включают в общем случае одну или несколько дисперсных фаз, распределенных случайным образом в виде микро- или наноразмерных частиц в объеме модифицируемого материала. В случае, если в полимерную или какую-нибудь другую матрицу вводят волокна двух или более типов, размер которых превышает микронный размер, можно говорить о гибридных композиционных полимерных материалах. В настоящее время появился новый класс композиционных материалов, в том числе и механоактивированных – наногибридные композиционные материалы.

Получение композитов из полимерных материалов с дополняющими друг друга физическими и механическими свойствами: прочности, модуля Юнга, теплостойкости, морозостойкости, износостойкости, позволяет изготавливать детали сложной формы, в том числе, с меньшей плотностью по сравнению с металлической или керамической матрицей, что позволяет обеспечить меньший расход топлива в автотракторной технике, космической и авиационной технике, высокую скорость для спортивного инвентаря (бобслей, парусный спорт и т.п.), а также дальность полета различного типа ракет. Обеспечение данного эффекта возможно путем применения композиционных механоактивированных материалов.

Таким образом, разработка составов, технологии изготовления, а также путей модифицирования создаваемых механоактивированных композитов является актуальной задачей современного полимерного материаловедения.

Целью работы являлось исследование структуры и свойств механоактивированных композиционных модификаторов для полиамидной матрицы.

В качестве исходных матриц для создания полимерных композиционных материалов (ПКМ) использовали традиционные многотоннажно выпускаемые отечественной промышленностью полимеры, в частности полиамид 6.

В ходе исследований применялись два типа частиц:

1) механоактивированные частицы каолинита (80 % мас.) с поливинилбутиралем (20 % мас.), время активации 4 мин, ускорение 60 g, облучение дозой 200 кГр;

2) механоактивированные частицы каолинита (80 % мас.) с поливиниловым спиртом (20 % мас.), время активации 4 мин, ускорение 60 g, облучение дозой 200 кГр.

Исследование физико-химической структуры полимеров, композиционных материалов и модификаторов проводили методами ТСТ-спектроскопии, оптической и растровой электронной микроскопии по общепринятым методикам.

Эффективность модифицирующего действия механоактивированных полимеров связана с размером наполнителя и взаимодействием на границе «наполнитель-матрица». В эффекте действия механоактивированного наполнителя на полимерную матрицу можно выделить два аспекта:

1) вероятность возникновения дефектов, вызывающих преждевременный отказ полимерного изделия при эксплуатации, уменьшается с уменьшением размера механоактивированных твердых частиц тел,

2) зависимость природы происхождения механоактивированнной частицы от природы модифицируемого полимера. В ряде работ показано, что нанометровые частицы одинаковой природы с модифицируемой матрицей ведут себя как идеальные кристаллы, и их физико-механические характеристики приближаются к теоретически рассчитанным параметрам.

Проведены исследования морфологии композиционных материалов, модифицированных механоактивированными (МА) нанофазными частицами, методом оптической и растровой микроскопии, согласно результатов которых возможно предположить, что возрастание значений дисперсности механоактивированных частиц приводит к увеличению модифицирующего действия в полимерной, полимер-олигомерной и олигомерной матрице.

Проведенные исследования по определению зарядовой активности механоактивированных материалов и полимеров показали наличие термостимулированных токов. Положение и величина пиков ТСТ зависят от типа материала, технологий получения и механоактивации. ТСТ спектр полиамида 6 дисперсностью 80-200 мкм характеризуется двумя пиками в области температур 423 – 473К. Первый пик ТСТ малоинтенсивный и, скорее всего, относится к термоокислительным процессам, происходящим в полиамидах при нагревании. Второй пик начинается в области 458К и характеризуется интенсивным термостимулированным током, существование которого наблюдается вплоть до температур термодеструкции полимера. Спектр термостимулированного тока механоактивированных частиц каолинита (80 % мас.) с поливинилбутиралем (20 % мас.), время активации 4 мин, ускорение 60 g, облучение дозой 200 кГр характеризуются пиком ТСТ токов в области 331 К, что может соответствовать температуре плавления поливинилбутераля после процессса механоактивации и радиационного воздействия. Смещение температуры плавления ПВБ в низкотемпературную область в данной композиции, также может быть обусловлено процессами аморфизации полимера, происходящими при данных видах энергетического воздействия. Появление интенсивного пика в области 391-395 К свидетельствует об окислительных процессах происходящих в полимерной составляющей данных механоактивированных частиц, что способствует образованию

большого количества свободных носителей зарядов. Спектр термостимулированного тока механоактивированных частиц каолинита (80 % мас.) с поливиниловым спиртом (20 % мас.), время активации 4 мин, ускорение 60 g, облучение дозой 200 кГр характеризуются пиком ТСТ токов в области 473 К. Также как и для первого модификатора скорее всего наблюдается смещение температуры плавления органической составляющей МА частиц в низкотемпературную область с образованием большого количества свободных носителей зарядов. Возможна аморфизация частиц органического материала, находящихся на поверхности каолинитного ядра механоактивированной частицы. Введение в объем полимерного материала ПА 6 1мас.% модификатора 1 сопровождается снижением зарядовой активности композиционного материала по сравнению с исходным ПА6. Наблюдается снижение интенсивности первого пика ТСТ, находящегося в области 389-449 К, а также второго пика ТСТ, находящегося в области 450-585К, по сравнению с интенсивностью пиков ТСТ характерных для исходного ПА6. Это может свидетельствовать о взаимодействии активных центров модификатора и полимерного материала с образованием дополнительных физических связей, что должно приводить к изменению физико-механических характеристик получаемого композиционного материала.

Композиционный материал на базе полиамида 6, модифицированного модификатором 2, также обладает более низкой зарядовой активностью по сравнению с базовым материалом, но более высокой активностью по отношению композиционному материалу на базе ПА6, содержащем модификатор 1.

Таким образом, смеси механоактивированных частиц могут использоваться в качестве допинговых модификаторов для полимерных материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Sarde B., Patil Y.D. Recent research status on polymer composite used in concrete an overview. // Mater Today: Proc. – 2019. – Vol. 18. – P. 3780–3790.

2 Овчинников Е.В. [и др.] Композиционные механоактивированные полимерные материалы машиностроительного назначения // Технологическое обеспечение и повышение качества изделий машиностроения и авиакосмической отрасли : сб. науч. ст. 14-й Междунар. науч.-техн. конф., посвящ. 50-летию Брянской научной школы технологов-машиностроителей, Брянск, 5–7 окт. 2022 г. – Брянск : БГТУ, 2022. – С. 228–232.

3 Эйсымонт Е.И. [и др.] Энергетические аспекты технологии композиционных термопластичных материалов для металлополимерных конструкций // Горная механика и машиностроение. – 2015. – № 3. – С. 89–102.

4 Григорьева Т.Ф. [и др.] Механоактивированные наполнители для полимерных нанокомпозитов на основе регенерированных термопластов // Веснік ГрДУ. Сер. 6. – 2011. – № 1 (116). – С. 25–28.

1. Овчинников Е.В. Механоактивированные модификаторы для реактопластичных полимеров // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка. В 2 ч. Ч. 1 : сб. докладов 13-го Междунар. симпозиума, Минск, 5-7 апр. 2023 г. – Минск : Беларуская навука, 2023. – С. 152-155.

# ВЛИЯНИЕ ЖИДКОЙ ФАЗЫ НА КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ СПЛАВОВ AL-MG И ZN-AL

**Камаева Л.В.[1], Баталова Е.А.[1], Гильмутдинов В.Ф.[1], Рыльцев Р.Е.[2], Щелкачев Н.М.[3]**
*[1]УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск, Россия,*
*[2]ИМЕТ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*
*[3]ИФВД РАН, Троицк, Москва, Россия,*
*lara_kam@mail.ru*

Сплавы Al–Mg сочетают высокие прочностные характеристики и малый вес, что приводит к их применению в качестве конструкционных материалов в авиа-, судо- и машиностроении. Также к достоинствам сплавов Al-Mg относятся высокая коррозионная стойкость, связанная с образованием на поверхности плохо растворимой оксидной пленки, свариваемость и формуемость. Среди достоинств сплавов Al-Zn важную роль играют их первоклассная литейная способность и хорошая коррозионная стойкость. Кроме того, сплавы этой системы с большим содержанием цинка в настоящее время являются предметом перспективных исследований и разработок новых припоев для сплавов марок АМг. Механические свойства литейных сплавов определяются их структурой. Немаловажную роль в этих процессах играет исходная структура расплава перед получением отливок. Вязкость - одно из основных свойств расплавленного материала. Данные о вязкости расплавов важны при разработке технологических процессов, а также позволяют установить основные концентрационно-температурные границы изменения структуры расплавов. В связи с недостаточным количеством экспериментальных данных в настоящей работе были проведены подробные исследования температурных и концентрационных зависимостей кинематической вязкости расплавов Al-Mg и Al-Zn с содержанием Mg от 2.5 до 95 ат.% и Zn от 2.5 до 97.5 ат.%. Для изучения влияния структуры жидкого состояния на процессы затвердевания в системах Al-Mg и Al-Zn, а также при их контактной кристаллизации в данной работе проведены исследования процессов кристаллизации и переохлаждения при контролируемом охлаждении в условиях дифференциального термического анализа (ДТА) сплавов этих систем и их композитов.

Кинематическая вязкость (ν) расплавов Al-Mg и Al-Zn измерялась методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом. Эксперименты проводили на автоматизированной установке в атмосфере He. При нагреве образцов в жидком состоянии наблюдалось интенсивное испарение Zn. В области, богатой Zn, изменения состава расплава в ходе высокотемпературного эксперимента также находятся в пределах 1-1,5 ат.%, однако потеря массы образца при этом составляет до 15%, что приводит к значительному отличию декремента затухания. В результате, если не учитывать потерю массы при расчете вязкости, то за счет изменения декремента общая ошибка определения вязкости составляет 9%. При такой ошибке полученные политермы вязкости в прямых и полулогарифмических координатах не имеют ярко-выраженных особенностей и хорошо описываются уравнением Аррениуса в исследуемом интервале температур. Температурные зависимости вязкости расплавов Al-Mg в пределах ошибки также могут быть аппроксимированы экспоненциальной функцией. По полученным температурным зависимостям вязкости были построены ее концентрационные зависимости при различных температурах. В результате было установлено, что изотермы вязкости расплавов Al-Mg являются немонотонными и имеют ярко выраженные особенности в области 20 и 80 ат.% Mg. Концентрационная зависимость переохлаждения имеет особенности в области 20, 35, 50, 70 и 80 ат.% Mg. Особенности при 35, 50 и 70 ат.% Mg связаны с изменением кристаллической структуры, образующейся из расплава. Особенности концентрационных зависимостей переохлаждения и вязкости при 20 и 80 ат.% Mg соответствуют концентрациям, при которых наблюдаются максимальные химические взаимодействия в расплавах (при

20 ат.% Mg - эффективное притяжение Mg-Mg, при 80 ат. % Mg - эффективное отталкивание Al-Al). На концентрационной зависимости вязкости расплавов Al-Zn наблюдаются три особенности: при 5-7 ат.% Zn, 15-17 ат.% Zn и 87,5 ат.% Zn.

Исследование процессов затвердевания расплавов Al-Mg и Al-Zn при небольших скоростях охлаждения (до 1К/с) показывает, что сплавы Al-Mg, сохраняя выраженное химическое взаимодействие, характерное для жидкого состояния, склонны к неравновесной кристаллизации, образованию квазиэвтектик и затвердеванию без промежуточных интерметаллидных фаз. Для сплавов системы Zn-Al в области, богатой Zn при небольших перегревах расплава над температурой ликвидус и последующем охлаждении наблюдается облегченное зарождение кристаллов на основе Zn и задержка в образовании твердого раствора на основе Al, что приводит к меньшей доле эвтектической составляющей в этих сплавах, а также укрупнению микроструктуры и уменьшению ее твердости. Исследование процессов контактного взаимодействия сплавов Al-Mg и Al-Zn показывает, что при температуре 400°C образование плотного композита в процессе лужения зависит от структуры сплава Zn-Al. Наличие в структуре выбранных сплавов крупных дендритов твердого раствора на основе Zn, которые плавятся при температуре выше 400°C, препятствует образованию сплошного соединения между припоем и основой. Несмотря на это, при проведении последующей термообработки между припоем и подложкой наблюдается протекание интенсивных диффузионных процессов, приводящих к изменению их микроструктур на границе контакта. При исследовании на разрыв полученных композитов наблюдаются разрушения в приграничной области с провзаимодействовавшим слоем сплава Al-Mg, которая в результате диффузионных процессов обедняется Mg. Поэтому при выборе режимов термообработки для создания прочного соединения необходимо учитывать не только химический состав припоя, но и кинетические условия, препятствующие образованию массивных дендритных структур.

Все этапы экспериментальных исследований сопровождались компьютерным моделированием на основе ab initio расчетов (АМД) и машинного обучения. Теоретическое исследование расплавов Al-Mg проводилось методами классической молекулярной динамики на основе пакета программа LAMMPS. Потенциал взаимодействия между атомами был построен методами машинного обучения на основе тренировочной базы данных DFT расчетов Al-Mg и нейросетевого пакета DEEPMD. Полученная теоретическая зависимость вязкости от температуры и состава имеет количественное согласие с экспериментальными данными. Найдены корреляции особенностей посчитанных теоретически параметров химического ближнего порядка как функций состава и температуры с соответствующими особенностями переохлаждения и вязкости, определенными в процессе измерений. Таким образом теоретические расчеты позволяют объяснить экспериментальные данные и исследовать структуру расплавов на атомарном уровне, что дорого и малодоступно экспериментально.

***Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-22-00370, https://rscf.ru/project/24-22-00370/***

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ВИНТОВОЙ ПРОШИВКИ БЕСШОВНЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 20Х13

**Долгач Е.Д., Машарипов С.З., Комиссаров А.А., Ершов Н.А., Ющук В.В.**
*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*
edolgach@gmail.com

С каждым годом объемы добычи нефти увеличиваются, вследствие чего возникает потребность в освоении новых месторождений в еще более агрессивных средах с повышенным содержанием $H_2S$ и $CO_2$. Рядовые марки стали, такие как 45 или 09Г2С, экономически не выгодно использовать в долгосрочной перспективе в силу их слабой стойкости против сероводородной и углекислотной коррозии. Наиболее часто используемой труднодеформируемой маркой стали для изготовления бесшовных труб является нержавеющая сталь с 13 % Cr, которая характеризуются повышенными механическими и коррозионными свойствами при эксплуатации в сложных условиях.

В настоящее время перед трубной промышленностью РФ ставится ряд актуальных задач: совершенствование технологии производства бесшовных нержавеющих труб из труднодеформируемых марок стали с целью импортозамещения трубной продукции, а также повышения конкурентоспособности трубных компаний.

В 2018 г. в условиях АО «Волжский трубный завод (ВТЗ)» впервые в истории России было успешно произведено и отгружено более 1000 т обсадных труб размерами 244,48×11,99 и 273,05×11,43 мм группы прочности L80 из сталей марок типа 13Cr с премиальным резьбовым соединением TMK UP PF, а также муфт к ним в соответствии с требованиями ТУ 14-3Р-129−2015 [1, 2]. Данный фактор указывает на то, что спрос на бесшовные трубы из труднодеформируемых марок стали, в частности сталей мартенситного класса с 13 % Cr, будет увеличиваться.

Для разработки и создания импортозамещенной трубной продукции из труднодеформируемых марок стали необходимо сформировать оптимальную концепцию легирования и микролегирования, позволяющую получить требуемый класс прочности и специальные эксплуатационные свойства, а также подобрать оптимальные режимы термической обработки для повышения качественных показателей продукции с одновременным сокращением производственных издержек, что позволит повысить экономическую эффективность компаний [3, 4].

В силу того, что стали с содержанием 13% Cr имеют узкий температурный режим прокатки, а также обладают низким уровнем пластичности, то процесс прошивки представляет собой сложную технологическую задачу. Не менее важным также является настройка прошивного стана и качество используемых материалов для оснастки и инструментов, которые оказывают влияние на качество и стабильность процесса прошивки.

Одной из наиболее распространенных марок нержавеющей стали для производства бесшовных труб является сталь 20Х13, которая была выбрана в качестве исследуемого материала в рамках данной работы. С учетом того, что в стали 20Х13 присутствуют карбиды хрома, которые приводят к высокому износу оправок, то был использован окислительный отжиг в камерной электрической печи при 930 °С в течение 1,5 часов с последующим охлаждением на воздухе с целью повышения износостойкости. Данный отжиг позволил получить оксидный слой на поверхности оправки, который в дальнейшем выступал в качестве смазки для снижения коэффициента трения между оправкой и заготовкой

На опытно-промышленном стане «МИСиС 130Д» исследованы и проанализированы результаты прошивки заготовок из стали 20Х13, произведены замеры полученных гильз, а также рассчитаны энергосиловые параметры процесса. Для корректировки технологии горячей винтовой прошивки проведено компьютерное моделирование в программе «QForm». С целью повышения точности результатов

моделирования получены зависимости сопротивления деформации от температуры, скорости и степени деформации стали 20Х13 на установке Gleeble 3800. Компьютерное моделирование процесса с учетом энергосиловых параметров стана «МИСиС 130Д» позволило скорректировать геометрические параметры прошивной гильзы и оправок. Проведя натурные испытания получены полноразмерные заготовки диаметром 70 мм и толщиной стенки 8 мм.

Для полученной трубной заготовки проведено комплексное исследование, включающее подбор режима термической обработки, металлографическое исследование, а также механические испытания.

В ходе металлографического анализа установлено, что исходная структура материала после нормализации с температуры 1200°С характеризуется как мартенситная, а после проведения отпуска при разных температурах 700-740°С с последующим охлаждением в печи, на воздухе и в воде представляет собой феррито-карбидную смесь. Проведение механических испытаний показало снижение предела прочности и предела текучести при одновременном повышении ударной вязкости $KCV^{-}_{60}$ за исключением отпуска с медленным охлаждением в печи, который заметно не повлиял на ударную вязкость. Вероятной причиной сохранения низких значений ударной вязкости в этом случае является выделение мелких частиц по границам зерен, облегчающих распространение трещины при испытании на ударный изгиб. По результатам механических испытаний удалось достигнуть класса прочности L80, согласно API 5CT, однако для достижения класса прочности C110 и выше необходимо оптимизировать концепцию легирования.

По результатам проведенной работы полученная трубная заготовка из стали 20Х13 по разработанной технологии может выступать потенциальным материалом, из которого, в дальнейшем, можно будет изготавливать промышленную бесшовную трубную продукцию для эксплуатации в сложных условиях.

Результаты работы легли в проект по теме «Разработка и внедрение комплексных технологий производства бесшовных труб из сталей нового поколения с управляемой коррозионной стойкостью при осложненных условиях эксплуатации для топливно-энергетического комплекса Российской Федерации» в рамках Соглашения №075-11-2023-011 от 10.02.2023 г. по постановлению Правительства РФ №218 от 09.04.2010 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Освоение производства бесшовных труб из нержавеющей стали мартенситного класса марки типа 13Cr на ТПА 159-426 АО ВТЗ / Н.В. Трутнев, А.В. Красиков, А.Г. Ульянов и др. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. №12. С. 68 – 71.

2. ТУ 14-3Р-129−2015. Трубы стальные бесшовные обсадные и муфты к ним из сталей мартенситного класса типа 13Cr и типа супер 13Cr с газогерметичными резьбовыми соединениями TMK UP FMC, TMK GF и TMK UP PF для месторождений ПАО «Газпром».

3. Красиков А.В. Технология подготовки непрерывно-литой заготовки из нержавеющих марок стали к прокатке на ТПА с непрерывным станом с контролируемо-перемещаемой оправкой // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2021. Т. 21, №3. С. 40 – 48.

4. Повышение стойкости оправок прошивного стана при производстве бесшовных труб из нержавеющей стали мартенситного класса марки типа 13Cr в линии ТПА 159-426 АО ВТЗ / И.И. Лубе, Н.В. Трутнев, С.В. Тумашев и др. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2020. Т. 76, №12. С. 1259 – 1264.

# ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВАКУУМНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛТИНОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ

**Чекан Н.М., Акула И.П., Овчинников Е.В., Овчинников А.Е.**
*ГрГУ им. Янки Купалы, Гродно, Беларусь*
*ФТИ НАН Беларуси, Минск, Беларусь*
*ovchin@grsu.by*

Применение покрытий, формируемых по вакуумной технологии осаждения, позволяет существенно увеличить срок службы различного типа изделий и конструкций. Данная технология формирования покрытий является экологически безопасной, ресурсосберегающей и высокотехнологичной. Существует три основных подхода формирования покрытий: физическое, химическое, физико-химическое осаждение в вакууме. Данные технологические процессы могут иметь различные технические исполнения, которые позволяют формировать покрытия с большим многообразием функциональных характеристик. Основным недостатком вакуумных покрытий является недостаточно высокая температурная стойкость, которая не позволяет применять их при температурах выше 530 ºС, из-за окисления на воздухе и существенном снижении физико-механических характеристик. Указанный температурный предел применимости ограничивает использование вакуумных покрытий для защиты технологической оснастки при литье металлов, эксплуатации инструмента для обработки металлов и древесины и т.д. В связи с этим разрабатываются покрытия, которые обладают повышенными температурными характеристиками и высокими антифрикционными свойствами. Данными свойствами обладают высокоэнтропийные материалы, состоящие из пяти и более элементов, содержащие в своем составе рефракторные металлы, которые позволяют существенно увеличить температурные режимы эксплуатации изделий. В процессе формирования данных покрытий образуются наноразмерные объекты, различные по своим функциональным характеристикам, что позволяет получать многофункциональные защитные слои с уникальными свойствами [1] – [3].

Таким образом, целью исследования является исследование многокомпонентых по составу вакуумных покрытий, обладающих высокими эксплуатационными характеристиками по сравнению к традиционным вакуумным покрытиям на основе нитрида, карбида, карбонитрида титана, хрома, циркония.

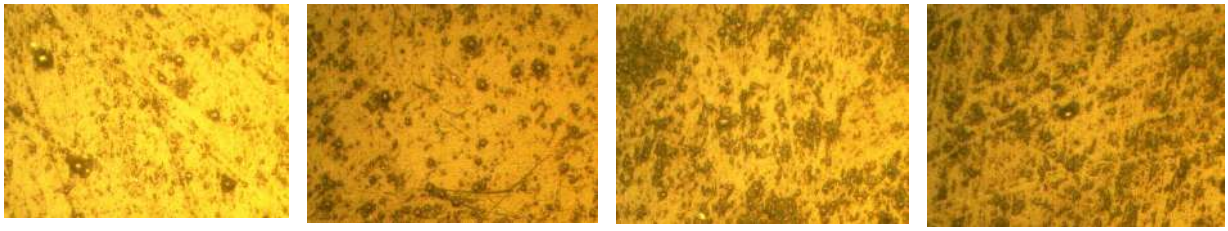
Одним из эффективных методов, повышения износостойкости покрытий на основе AlTiN является введение Si в состав данного химического соединения. Согласно проведенных исследований на границе зерен AlTiN выделяется аморфный $Si_xN_y$, который может ограничивать рост зерен покрытия. Одновременно формируются нанокомпозиционные структуры, что приводит к улучшению механических свойств и повышению стойкости к высокотемпературному окислению. С другой стороны, Si, содержащийся в покрытиях AlTiSiN, задерживает процесс разложения Ti–Al–N при отжиге и, таким образом, позволяет сохранить высокие значения твердости при повышенной температуре. В результате покрытия AlTiSiN обладают лучшей термической стабильностью чем AlTiN. Однако, данный эффект сопровождается уплотнением структуры покрытия и неизбежно приводит к увеличению остаточных сжимающих напряжений в покрытиях, что приводит к уменьшению ударопрочности покрытий и ограничивает их применение в тяжелых условия эксплуатации обрабатывающего инструмента.

В качестве объекта исследований использовали покрытия AlTiSi (C,N) покрытия. Нанесение покрытий осуществлялось в вакуумной установке УВНИПА-1-001, оборудованной катодно-дуговым испарителем с системой электромагнитной фильтрации плазмы, а также ионным источником ИИ-4-0,15. Для удаления тонкого приповерхностного слоя толщиной порядка 100 – 300 нм, содержащего загрязнения, перед нанесением покрытия образцы подвергались интенсивной обработке высокоэнергетичными ионами аргона. При этом происходит нагрев поверхностей до

450 С, разрушение окисных пленок и частичное удаление растворенных в металле газов. В качестве подложек использовали сталь 20. Поверхность подложек из стали шлифовке и полировке до чистоты не ниже 8 – 10 класса.

Условия формирования покрытий в зависимости от номера субстрата следующие: покрытие на образце №1 – слой AlTiSi (ток 55 А, напряжение смещения минус 100 В); №2 – слой AlTiSi (ток 55 А, напряжение смещения минус 100 В) + слой AlTiSiN (ток 55 А, напряжение смещения минус 50 В, $P_{N2}$~1,1 $10^{-2}$Па); №3 – слой AlTiSi (ток 55 А, напряжение смещения минус 100 В) + слой AlTiSiN (ток 55 А, напряжение смещения минус 50 В, $P_{N2}$~1,8 $10^{-2}$Па); №4 – слой AlTiSi (ток 55 А, напряжение смещения минус 100 В) + слой AlTiSiNC (ток 55 А, напряжение смещения минус 50 В, $P_{N2}$~1,8 $10^{-2}$Па, $P_{C2H2}$~0,8-1,0 $10^{-2}$Па).

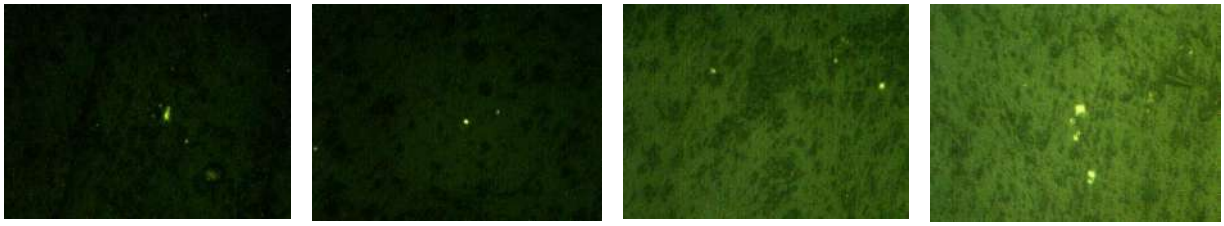
На рисунках 1 – 2 представлены данные оптических исследований покрытий AlTiSi(CN), сформированных на поверхности низкоуглеродистой стали 20.



а б в г

1 – образец №1; 2 – образец №2; 3 – образец №3; 4 – образец №4. ×500

Рисунок 1 – Морфология покрытий AlTiSi (NC), сформированных на стали 20, в зависимости от технологии получения



1 – образец №1; 2 – образец №2; 3 – образец №3; 4 – образец №4 (снимки сделаны в поляризованном свете). ×500

Рисунок 2 – Морфология покрытий AlTiSi (NC), сформированных на стали 20, в зависимости от технологии получения

Согласно полученным данным, в покрытии возможно наличие трех фаз: основной матрицы, скорее всего, это соединения на основе (Ti,Al) (фаза №1), затем сложные нитриды или карбиды металлов (включения более темного цвета, фаза №2), частицы металлов (включения светлого цвета, фаза №3). Распределение включений в матрице неравномерное и зависит от условий формирования покрытий (рисунок 1).

Проведенный анализ концентрации данных фаз в структуре покрытия показал увеличение нитридных и карбидных оставляющих с увеличением концентрации углерода и азота в вакуумной камере при формировании данных защитных слоев. Анализ проводился с использованием программы Autoscan производства ЗАО «Спектроскопические системы» г. Минск. На рисунках 3 – 6 представлено процентное распределение фаз в покрытиях AlTiSi (NC).

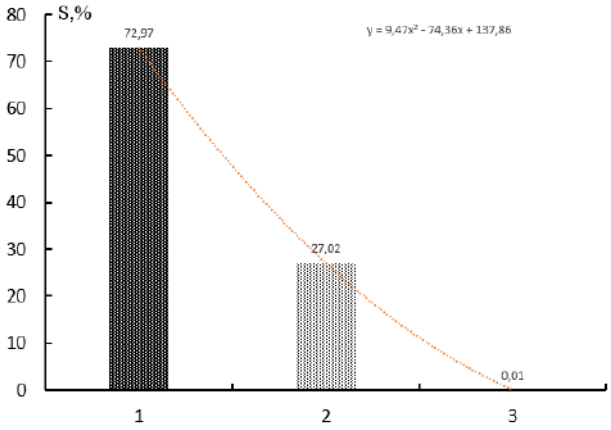



Рисунок 3 – Концентрация фаз в вакуумном, сверхтвердом покрытии №1

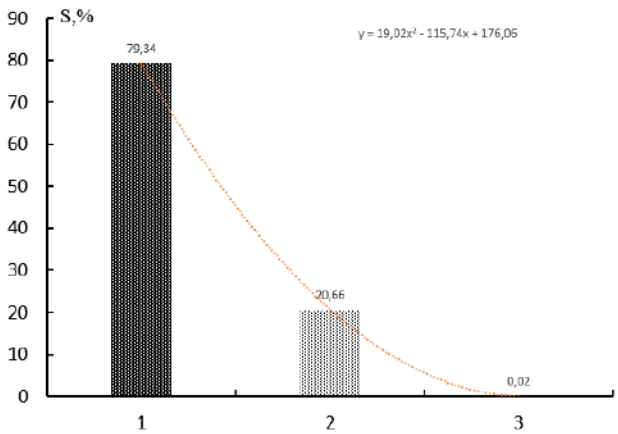



Рисунок 4 – Концентрация фаз в вакуумном, сверхтвердом покрытии №2

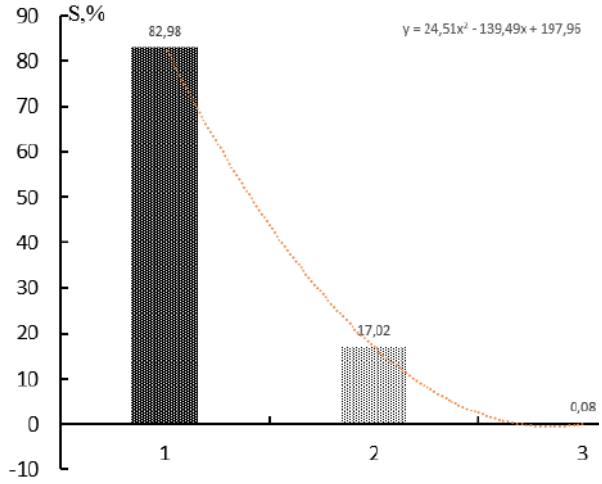



Рисунок 5 – Концентрация фаз в вакуумном, сверхтвердом покрытии №3

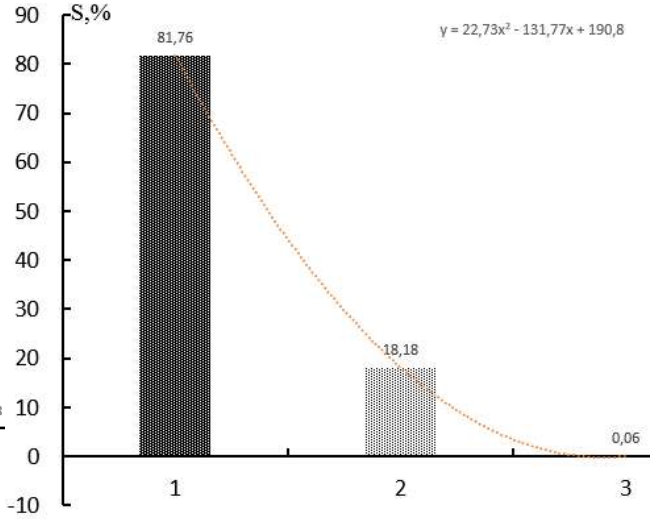



Рисунок 6 – Концентрация фаз в вакуумном, сверхтвердом покрытии №4

Согласно данных оптической и растровой электронной микроскопии, в структуре покрытий образуется достаточно большое количество глобулярных образований, размеры и концентрация которых зависит от технологии формирования и химического состава покрытий. В результате осаждения материала покрытий в вакууме с использованием ионно-плазменного потока в структуре покрытий формируются нанофазные объекты, которые должны приводить к существенным изменениям прочностных и адгезионных характеристик осаждаемых слоев.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

1 Чекан Н.М. [и др.] Получение и термообработка покрытий системы Ti-Al-Si-N // Веснік ГрДУ, сер. 6. – 2013. – № 2 (154). – С. 31-37.

2 Auchynnikau Y. [et al.]Adhesive activity AlTiN layers based on forming polymer coatings // The proceedings of the Austrian-Slovenian Polymer Meeting 2013 [Elektronski vir] / Austrian-Slovenian Polymer Meeting-ASPM 2013, 3-5 April 2013, Bled, Slovenia; editors Majda Žigon, Teja Rajšp.- El. zbornik. - Ljubljana: Centre of Excellence PoliMaT, 2013. – P. 256- 257.

3 Овчинников Е.В. [и др.] Нанокомпозиционные покрытия, формируемые на базе соединений AlTiN // Фундаментальные проблемы радиоэлектронного приборостроения: Материалы Международной научно-технической конференции «INTERMATIC–2013», 2–6 декабря 2013 г., Москва. / Под ред. академика РАН А.С. Сигова. – М.: Энергоатомиздат, 2013, часть 1. – С. 15-18.

# ОГНЕУПОРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

**Кулак М.М.[1], Самолетов В.Г.[1], Шебалкова Н.Е.[1], Сабиров Б.Т.[2]**
[1]*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
[2]*Навоийское отделение Академии наук Республики Узбекистан, г. Навои*
*E-mail: mmk_vit@mail.ru*

Модернизация современного производства неразрывно связана с разработкой новых способов получения материалов и изделий с заданными или принципиально новыми свойствами. Наибольший интерес представляют материалы с высокой термостойкостью и огнеупорностью. Одной из технологий получения таких материалов, является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

Из анализа литературных [1-3] и собственных данных была предпринята попытка разработать составы исходной смеси для производства СВС огнеупоров с максимальным использованием местных минералов. Исследованные составы приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Процентное содержание реагентов в исходной шихте

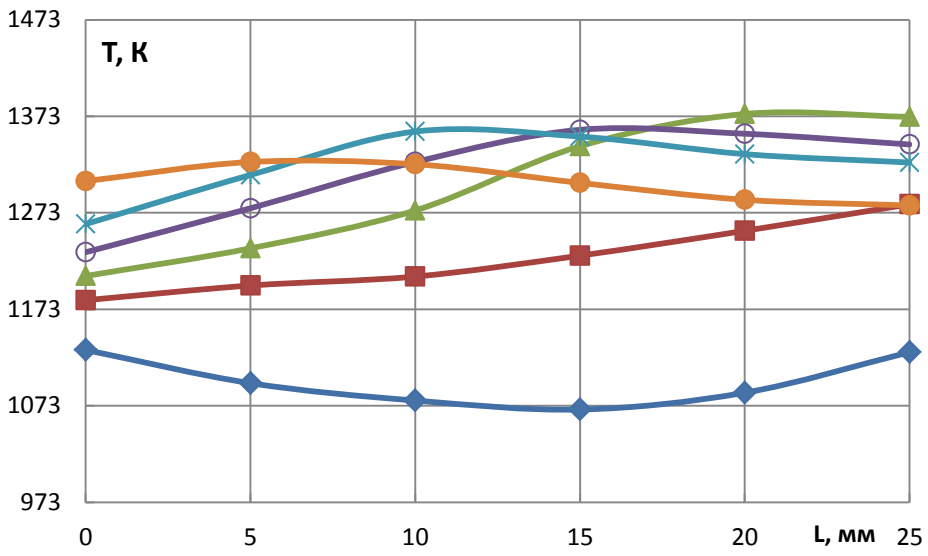
| Состав образцов | $SiO_2$ | $Fe_2O_3$ | Al | Доломит | C* | $CaF_2$ | ЖС** | Вода |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 50 | – | 16,5 | 16,5 | – | – | 5 | 12 |
| 2 | 42 | – | 21 | 14 | – | – | 14 | 9 |
| 3 | 41 | – | 20 | 14 | – | 3 | 14 | 8 |
| 4 | 23 | 12 | 17 | 12 | 2 | 2 | 23 | 9 |
| 5 | 12 | 24 | 18 | 12 | 2 | – | 24 | 8 |

* С – углерод в виде сажи П 802 ГОСТ 7885-56;
** ЖС – жидкое стекло ГОСТ 13079-81, плотность 1,4 г/см$^3$

Шихту, в соответствии с таблицей 1, использовали для приготовления защитных покрытий толщиной 3–5 мм. Образцы сушили на воздухе 4 часа при 293 К и в термостате 1 час при 393 К. Для проведения синтеза образцы помещали в разогретую до 1273 К печь. В зависимости от состава исходной шихты, время синтеза составляло 1 – 4 минуты.

С помощью тепловизора THERMO TRACER TH9100WV, оценивали температуру образца, кроме того, отслеживая перемещение максимума температурного фронта, измеряли скорость горения (рисунок 1), где L – расстояние от края образца. Так средняя скорость горения образца № 2 составила 0,24 мм/с.

Можно отметить, что волна горения распространяется от краев образца к центру. Кроме того, образцы состава № 1 содержат максимальное количество оксида кремния и доломита и должны иметь максимальную огнеупорность, а образцы состава № 2 содержат больше алюминия и, следовательно, при одинаковых прочих условиях с образцами состава № 1 имеют более высокую температуру горения (таблица 2), а также более высокую плотность за счет частичного оплавления. Состав № 3 содержит фторид кальция, который понижает температуру плавления оксида алюминия на поверхности частиц порошка алюминия, благодаря этому понижается температура начала реакции горения.




♦ – 30 с; ■ – 90 с; ▲ – 105 с; ○ – 126 с; × – 147 с; ● – 169 с

Рисунок 1 – Зависимость температуры поверхности образца с покрытием составом № 2 от времени пребывания в печи

В составах № 4 и 5 содержится оксид железа, что значительно повышает температуру горения и приводит к расплавлению продуктов реакции, благодаря этому покрытие сваривается с основой, повышается его плотность, термостойкость и твердость.

Таблица 2 – Температура и скорость распространения волны горения в покрытиях

| Образец, составы | Скорость горения, мм/с | Температура горения, К |
|---|---|---|
| 1 | 0,23 | 1345 |
| 2 | 0,24 | 1373 |
| 3 | 0,38 | 1458 |
| 4 | 1,44 | 1625 |
| 5 | 5,33 | 1872 |

Образцы состава № 4 оплавляются в процессе горения в меньшей степени, но имеют более высокую огнеупорность. Кроме того, составы № 2-4 содержат больше жидкого стекла, что придает покрытиям и формованным изделиям более высокую плотность и износостойкость.

Все разработанные составы № 1–5, а также образцы легкого шамота были испытаны на огнеупорность. Степень необратимой пластической деформации под действием собственного веса (значение усадки после нагрева по ГОСТ 20910-90), определяли на образцах, изготовленных из шихты исследуемых составов с размерами: диаметр 12 мм и высота 25 мм (рисунок 2).

По величине деформации цилиндрических образцов № 3–5 можно судить, что температура их горения выше, чем температура размягчения материала соответствующих покрытий. Затем образцы помещали в электрическую печь и выдержали при температуре 1523 К в течение 6 ч. Размеры всех образцов измеряли как до, так и после нагрева. Установлено что, огнеупорность исследованных материалов составляет не менее 1523 К.

1 2 3 4 5 ш

Рисунок 2 – Вид цилиндрических образцов, приготовленных из шихты, прошедших стадию синтеза, и шамотный образец (ш) после нагрева

Результаты рентгенофазового анализа синтезированных материалов показали, что продукты синтеза содержат как исходные компоненты, так и новые фазы, возникшие в результате синтеза. В синтезированном покрытии основную масса огнеупора состоит из оксида алюминия и минерала муллитового класса – силлиманита, кроме того содержатся: шпинель $MgO{\cdot}Al_2O_3$, оксид магния и алюмокальциевый гранат – гроссуляр (таблица 3).

Таблица 3 –фазовый состав синтезированного образца № 2

| Формула | Название | Количество, мас.% |
|---|---|---|
| $Al_2\ O_3$ | Корунд | 30,1 |
| $Al_2\ O_5\ Si$ | Силиманит | 25,5 |
| $Al_2\ Mg\ O_4$ | Шпинель | 16,3 |
| $Al_2\ Ca_3\ O_{12}\ Si_3$ | Алюмокальциевый гранат | 12,5 |
| $Mg\ O$ | Периклаз | 9,2 |
| $O_2\ Si$ | Кварц | 6,3 |

Разработанные смеси, можно применять для ремонта тепловых агрегатов циклического действия и в зависимости от условий их эксплуатации, выбирать исходные смеси или для синтеза покрытий с высокими огнеупорными свойствами и термостойкостью.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Рязанов, С.А. Метастабильные состояния гетерогенных систем / С.А. Рязанов // Вестн. Самарского гос. техн. ун-та. Сер. «Технические науки». – Самара: СамГТУ, 2006. – Вып. 40. – С. 120-128.

2. Волочко, А.Т. Получение керамических материалов системы алюминий - диоксид кремния - доломит методом СВС / А.Т. Волочко, А.А. Згурская, К.Б. Подболотов // Вестн. ПГУ. Сер. В, Промышленность. Прикладные науки. Материаловедение и металлургия. – Полоцк: УО ПГУ, 2010. – № 2. – С. 110–114.

3. Доломитовый огнеупор: Патент РБ 6910 / И.А. Белов, Л.В. Соколовский, Е.Я. Подлузский, О.Г. Бацевичус; заявитель Научно-исследовательское республиканское унитарное предприятие “НИИСМ”. – №20011108; заявл. 2001.12.27.

# ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ НАПЛАВКИ И НАПЫЛЕНИЯ

**Пантелеенко Ф.И., Жэн Пенчен**
*Белорусский национальный технический университет,*
*Минск, Республика Беларусь*
*panteleyenkofi@tut.by*
*YANTAI HUAHENG ENERGY CONSERVATION,*
*Yantai, Republic of China*

Как известно, среди способов восстановления и упрочнения деталей, которые подверглись износу или коррозии, доминируют способы наплавки и напыления [1,2]. Процессы напыления (газопламенное, плазменное, электродуговая металлизация, детонационное) позволяют получать качественные защитные покрытия из различных материалов. Однако недостаточная адгезия к основе и возможность отслоения покрытий препятствуют использованию деталей с напыленными покрытиями для работы в условиях значительных знакопеременных нагрузок. В некоторой степени нивелировать этот недостаток позволяют такие новые процессы как HVAF, HVOF, гиперзвуковая металлизация благодаря увеличению скорости полета напыляемых частиц.

Наплавку отличает на порядок более высокая адгезия, при которой обеспечивается металлургическая связь покрытия с основой. В последнее десятилетие наметилась четкая тенденция перехода при наплавке от менее концентрированных источников тепловой энергии к высокоэнергетическим, например, от газопламенных к лазерным, что не требует медленного прогрева поверхности детали до температур близких к температурам плавления основы и позволяет быстро достигать таких температур в тонком поверхностном слое для деталей любых габаритов.

Компания HUAHENG ENERGY на протяжении ряда лет накопила значительный опыт нанесения защитных антикоррозионных полимерных покрытий повышенной износостойкости на изделия любой геометрии с целью защиты крупногабаритных металлических конструкций от коррозии. Перед нанесением основного полимерного покрытия на поверхность осаждаются нанопорошки металлов, повышенная поверхностная энергия которых способствует повышению адгезионно-когезионных характеристик покрытий.

В последнее время компания активно проводит работу по использованию современных технологий нанесения напыленных и наплавленных покрытий как на изношенные, так и новые детали. Проведенный функционально-стоимостной анализ основных параметров (максимальных температур, обеспечиваемых тепловым источником, высокой скорости полета частиц, хорошей прочности сцепления покрытия с основой, пористости покрытий, производительности технологии, стоимости) показал следующее. Среди методов газотермического напыления наиболее перспективными и предпочтительными для применения в реальном производстве являются Plasma Air Powder Spraying (PAPS), Arc Spraying (AS)High Velosity Air Fuell (HVAF), High Velosity Oxygen Fuell (HVOF). Безусловным лидером среди технологий наплавки следует признать лазерную наплавку Laser Air Surface Cladding (LASC).

На рисунках 1 и 2 приведен общий вид установок для различных наиболее перспективных технологий наплавки и напыления, производство которых налажено в Китае. Также в настоящее время во многих странах, в том числе и в Китае, налажен промышленный выпуск широкого спектра различных материалов для получения покрытий, среди которых универсальностью обеспечиваемых свойств выгодно отличаются самофлюсующиеся порошки и проволоки, в том числе системы Ni-Cr-B-Si, порошки оксидной и безоксидной керамики, проволоки чистых металлов и сплавов для электродуговой металлизации, специальные порошки карбидов вольфрама или хрома в оболочке никеля или кобальта для HVOF или HVAF технологий. Применительно к

каждому типу деталей необходим выбор оптимальных технологических параметров нанесения покрытий.

Рисунок 1 – Установка для лазерной LASC наплавки

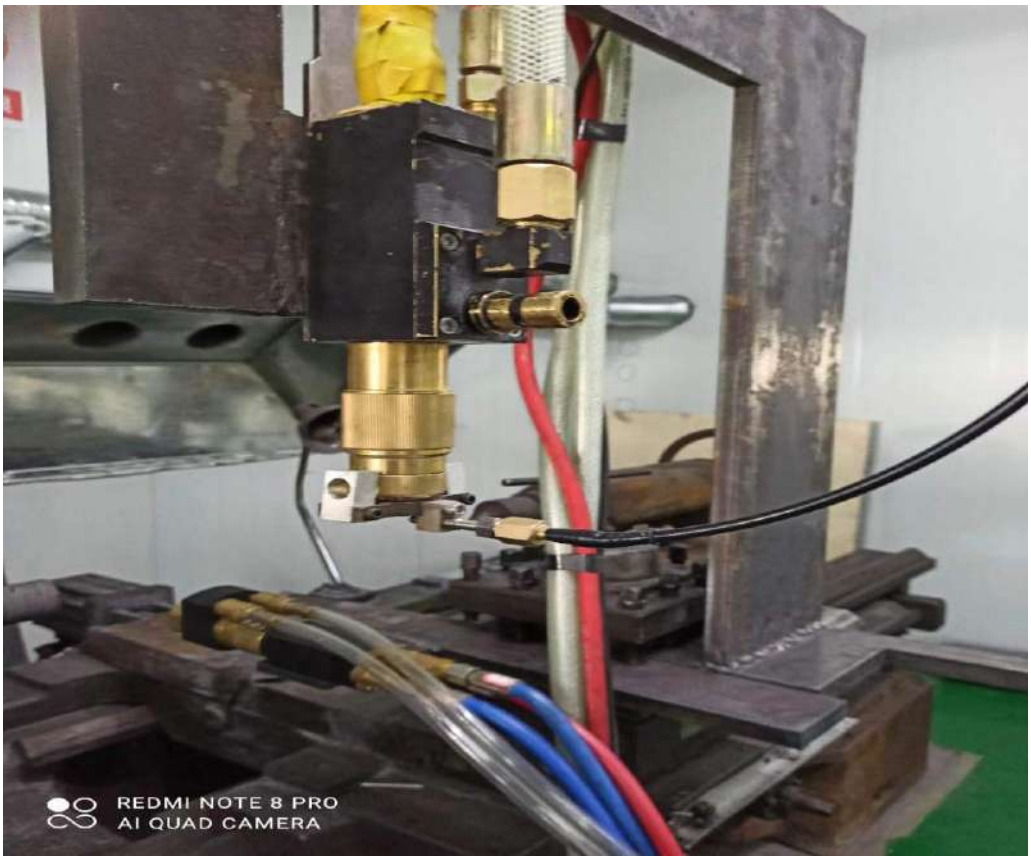



Рисунок 2 – Установка для HVAF, HVOF, PAPS, AS напыления

Проведен широкий спектр экспериментальных исследований и апробации на практике различных технологий с различными материалами покрытий. Лучшим является вариант программного обеспечения оптимальных параметров нанесения

покрытий при автоматизированной или роботизированной технологии.Как показывает опыт, при правильном решении реализации технологий срок службы восстановленных деталей более чем в 2 – 3 раза выше. При этом себестоимость восстановленной детали на 30-40% ниже стоимости новой детали [2].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Восстановление деталей машин. Справочник. //Ф.И. Пантелеенко, В.П. Иванов, В.П. Лялякин, В.М. Константинов. // Под.ред. В.П. Иванова. Машиностроение. Москва. 2003, 672 стр.

2. Формирование многофункциональных плазменных покрытий на основе керамических материалов.//Ф.И. Пантелеенко, В.А. Оковитый. – Минск: БНТУ,2019.-231 стр.

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ Р91

**Пантелеенко Ф.И.[1], Миньков А.Л.[1], Коротеева А.А.[2]**
[1]*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*
[2]*Белорусско-Российский университет, Могилёв, Беларусь*
*panteleyenkofi@tut.by*

Сталь Р91 относится к классу мартенсито-ферритных сталей с высокой теплостойкостью при температурах 600-650°С. Целью данного исследования было определение оптимальных режимов термической обработки обеспечивающих создание структуры с максимальной ударной вязкостью.

Термообработку проводили на образцах, подготовленных под испытание на ударный изгиб на маятниковом копре PSWO 30 (СТБ ЕН 10045-1-200). Отжиг, нормализацию и отпуск осуществляли в печи электрической SNOL 7,2/1300 , 2006 г. Термоциклирование на установке индукционного нагрева с обратной связью ФТИ-40/10-50.

Таблица 1 – Режимы термической обработки, структура и ударная вязкость

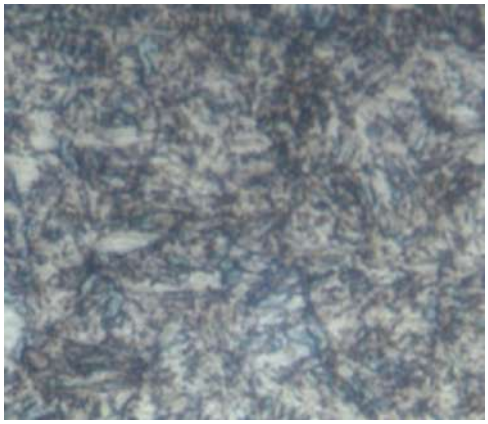
| № Обр. | Термообработка | KCU, Дж/см² | Структура |
|---|---|---|---|
| 1 | Отжиг – 1050 °С выдержка 10 минут и охлаждение с печью | 54,0 | Феррит и карбиды, особенно крупные по границам зёрен |
| 2 | Нормализация – 1050 °С выдержка 10 минут и высокий отпуск –720 °С выдержка 10 минут и охлаждение на воздухе. | 98,0 | Бейнит верхний, бейнит нижний, карбиды по всему зерну |
| 3 | Двойная нормализация 1050 °С выдержка 10 минут | 69,7 | Мартенсит, бейнит верхний, феррит, карбиды |
| 4 | Высокотемпературное термоциклирование 1050 °С – 700 °С трёхкратное (нагрев 100°С/мин, выдержка при 1050 °С – одна минута и охлаждение инерционное до 700 °С ) | 103,3 | Мартенсит, Бейнит нижний, мелкодисперсные карбонитриды |
| 5 | Высокотемпературное термоциклирование 1050 °С - 700 °С трёхкратное (нагрев 100°С/мин , выдержка при 1050 °С- одна минута и охлаждение инерционное до 700 °С), затем среднетемпературное 700-400°С трёхкратное термоциклирование) | 138,8 | Бейнит верхний, мелкодисперсные и ультрамелкодисперсные карбонитриды |
| 6 | Высокотемпературное термоциклирование 1050 °С - 700 °С пятикратное (нагрев 200°С/мин , выдержка при 1050 °С- одна минута) | 106,7 | Мартенсит, бейнит нижний и мелкодисперсные карбонитриды |
| 7 | Высокотемпературное термоциклирование 1050 °С - 700 °С пятикратное (нагрев 200°С/мин , выдержка при 1050 °С- одна минута и охлаждение инерционное до 700°С, затем среднетемпературное 700-400°С пятикратное термоциклирование) | 148,9 | Бейнит верхний и мелкодисперсные и ультрамелкодисперсные карбонитриды |

| | | | |
|---|---|---|---|
| 8 | среднетемпературное 860-400°С трёхкратное термоциклирование (нагрев 100°С/мин, выдержка при 860 °С- одна минута) | 115,0 | Бейнит верхний,бейнит нижний и мелкодисперсные карбонитриды |
| 9 | среднетемпературное 860-400°С пятикратное термоциклирование (нагрев 200°С/мин, выдержка при 860 °С- одна минута) | 119,6 | Бейнит верхний,бейнит нижний и мелкодисперсные карбонитриды |
| 10 | Образец в исходном состоянии, без термообработки | 84,8 | Феррит и мартенсит, карбиды |

**Микроструктуры исследуемых образцов:**

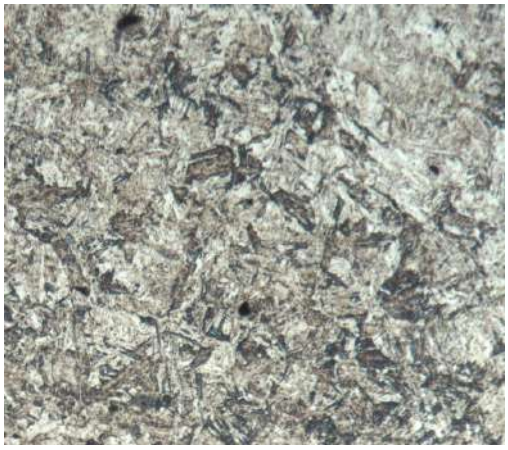
1000x

Рисунок 1 – Микроструктура, образец №1



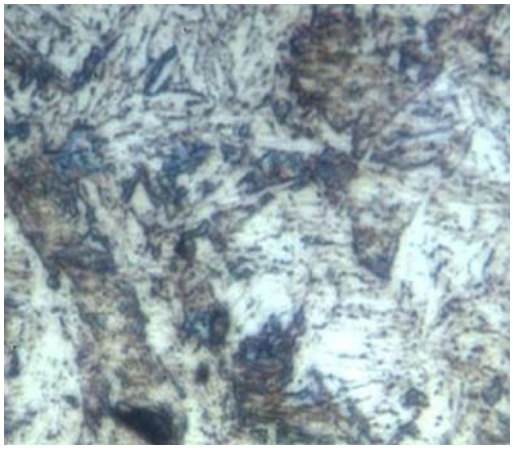
500x

Рисунок 2 – Микроструктура, образец №2



500x

Рисунок 3 – Микроструктура, образец №8

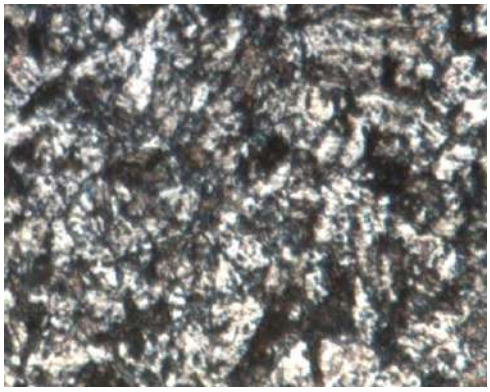


1000x

Рисунок 4 – Микроструктура, образец №10

500x

Рисунок 5 – Микроструктура, образец №7



500x

Рисунок 6 – Микроструктура, образец №5

Выводы:

1) Термическая обработка оказывает существенное влияние на структуру и свойства стали Р91.

2) Наибольшее значение ударной вязкости 148,9 Дж/см² достигается при пяти кратном высокотемпературном термоциклирование 1050 °С - 700 °С со скоростью нагрева 200°С/мин , и последующем среднетемпературном 700-400°С пятикратное термоциклировании.

3) Удовлетворительные значения ударной вязкости(119,6 Дж/см² и 115 Дж/см²) достигаются после термоциклирования от температуры между А1-А3(860°С) и до 400°С.

***Работа выполнена в рамках выполнения белорусско-китайского проекта, договор с БРФФИ № Т22КИТГ-031 от 05.12.2022 г.***

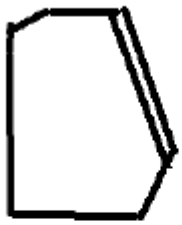
# СПЕКТРЫ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ ЧИСТОГО И ЛЕГИРОВАННОГО ХРОМОМ МОНОКРИСТАЛЛА ТГС

**Хамчуков Ю.Д.[1], Шут В.Н.[2], Мозжаров С.Е.[3]**
*[1]Витебский государственный ордена Дружбы народов медицинский университет*
*[2]Витебский государственный технологический университет*
*[3]Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
*E-mail: ydmkhamch@mail.ru*

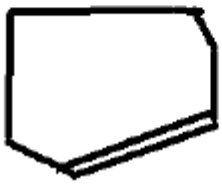
Получение информации об особенностях меж- и внутримолекулярных взаимодействий, вызванных наличием в монокристаллах триглицинсульфата (ТГС) структур с различной взаимной ориентацией возможно путём исследования экспериментальных колебательных спектров и рассеяния рентгеновских лучей: анализа положения, формы, полуширины, площади их полос [1-5]. Исследование поляризованных спектров комбинационного рассеяния (КР) пластин монокристалла ТГС при температуре образцов 300К и соотнесение их особенностей с сегнетоэлектрическими свойствами предмет настоящего сообщения.

Монокристаллы ТГС были выращены в сегнетофазе как чистыми, так и допированными примесью хрома по стандартным методикам из растворов в институте технической акустики НАН РБ. Регистрации спектров КР проведены на микроскопе Confotec NR500. Для возбуждения КР использовали излучение лазера с длинами волн генерации 532 и 632,8 нм. Мощность излучения, фокусировавшегося на образец, составляла 3 мВт. Использовали микроскопный объектив Nikon CF Plan Apo 100x с числовой апертурой NA=0.95. Для записи спектров в интервале 0 - 4000 см$^{-1}$ использовали дифракционную решётку 1800штр/мм и размер пинхола 80мкм. Оптический сигнал регистрировали с площадки диаметром примерно 0.5 мкм из глубины образца на расстоянии 4мкм от поверхности монокристалла. Условие регистрации спектров: обратное рассеяние, и большая апертура объектива микроскопа позволяли регистрировать КР в телесном угле близком к 140 градусам. А использование поляризационных приспособлений позволяло выделить рассеяние на фононах, распространяющихся в плоскостях ZX, ZY. Образцы для исследования представляли монокристаллы ТГС в виде толстых пластин, полученных раскалыванием монокристалла по плоскости спайности, (010). Пластины были ориентированы относительно лабораторной системы координат: образцы гранью (плоскость спайности), обращённой к микроскопу, расположены в плоскости XY лабораторной системы координат. Возбуждение спектра КР происходило по направлению $\bar{Z}$ (противоположное оси Z). Регистрировали излучение по направлению Z. В обозначениях Порто геометрическая схема регистрации спектров КР с учётом поляризации излучения возбуждения и спектра КР по оси X выглядит следующим образом: $\bar{Z}(XX)Z$ [6]. Полярная ось b пластин кристаллов совпадает с направлением оси Z. В нашем случае длинная ось образцов-пластин совпадает с направлением <110> в кристалле ТГС. Ориентация образцов-пластин, рисунок, была либо длинной осью по оси X ( для допированных пластин ориентация 1, для чистых - 2), либо длинной осью по оси Y(для допированных пластин ориентация 2, для чистых

1 – указывает на ориентацию образца



2– указывает на ориентацию образца



- ориентация 1. Отсутствие поляризатора при регистрации спектра обозначено как 0. Регистрация спектров проведена при комнатной температуре: ≈300К с применением Notch фильтров. Сравниваемые спектры чистого и легированного образцов регистрировали в одинаковых условиях относительно кристаллографической ориентации образцов, направления и поляризации излучения возбуждения и регистрации. Все зарегистрированные спектры для разделения перекрывающихся полос были обработаны с использованием программного пакета Origin 8.1. Применённые условия возбуждения и регистрации позволяли регистрировать спектры А и В колебаний [6].

Математически корректное моделирование групп полос спектра с базовой линией оказалось возможным только в лоренцовских контурах. Спектры КР, зарегистрированные в конфигурации $\bar{Z}(YX)Z$, представляет ряд полос, расположенных в интервале от 4 до 3400см$^{-1}$, и, в основном, по положению соответствуют представленным в литературе данным, и предлагаются в [7-9 ] в принятой в литературе интерпретации с некоторыми нашими поправками. Самая интенсивная полоса, моделируемая суммой двух лоренцовских контуров, принадлежит полносимметричному колебанию сульфатного иона и в его растворах имеет максимум интенсивности при 980 см$^{-1}$[9]. Такое моделирование совпадает с предложенным в [2] для полос полносимметричных колебаний молекулярных ионов спектров КР в кристаллах, обладающих ФП типа порядок-беспорядок. По данным диффузного рентгеновского рассеяния, в кристаллах ТГС существует именно разориентация положения молекулярных ионов [5]. Поэтому мы вправе предположить наличие разориентации в окружении сульфат-ионов в кристалле ТГС.

Физически корректным рассмотрением разориентации молекулярных ионов в структуре кристаллов ТГС может быть рассмотрение всех возможных ориентаций ионов его элементарной ячейки [9]. Поэтому в пользу этого предположения могут быть аналогичные изменения полос колебаний ионов, окружающих сульфат-ионы. Из рассмотренных особенностей спектров КР в [7,8] можно полагать для случая разориентированного окружения сульфат-ионов изменения колебаний концевых $NH_3$ групп ионов глицина, колебаний нарушающих ориентацию фрагментов глицинов и также внешних колебаний этих ионов, как целого.

Но противоречивое изменение характеристик полос [8] колебаний фрагментов глицина и всех колебаний сульфат-ионов после легирования ТГС ионами хрома, вероятно, вызывает особенности ФП в чистом и легированном ТГС. Также наличие сильного антистоксового КР [7], может быть вызвано наличием в монокристалле полярных колебаний.

**Вывод**.

- полосы спектра КР пластин монокристаллов ТГС моделируются контурами в форме кривых Лоренца.
- низкочастотные (фононные) спектры КР изменяют свои характеристики в результате легирования ТГС: рост площади и полуширины полосы колебания (трансляции по оси b) глицина G1.
- примерное равенство характеристик низкочастотных спектров в стоксовой и антистоксовой [8] областях, возможно, соответствует рассеянию на поляритонах.
- в результате легирования монокристалла ТГС ионами хрома наблюдаются в его спектрах КР особенности: которые вызваны наличием двух кристаллических структур, примерно одинаковой упорядоченности (монодомены с разной ориентацией полярной оси), изменением симметрии сульфат-ионов. Широкие полосы спектра в области обертонов и составных частот - следствие изменения плотности колебательных состояний в различных точках зоны Бриллюэна, вследствие аморфизации, либо дефектности кристаллической структуры кристалла ТГС [6,9].

1. Галанов, Е.К. К отождествлению спектров сегнетоэлектрических кристаллов группы триглицинсульфата//Оптика и спектроскопия.-1968.-Т.24,-№1.-С.137-140

2. Карпов, С.В., Шултин, А.А. Термоактивированные процессы и колебательные спектры кристаллов со сложными ионами. — В кн. : Колебания окисных решеток, Л., Наука, 1980, с.228-248.

3. E.Silberman, S.H .Morgan and J.M. Springer. Temperature Dependence of the Lowest Frequency Raman Phonons of Triglycine Sulfate.//J. of Raman Spectrosc.-V.10.-P.248-250.-1981.

4. Маляревич, А.М., Последович, М.Р., Тарасевич, Е.В. Температурные зависимости в спектрах КР кристалла триглицинсульфата// Вестн. БГУ. Сер.физ.-мат-мех.-1988.-№1.-С.11.

5. J.M.Yudspeth, D.J. Goossens, T.R. Welberry, M.J.Gutmann. Diffuse scattering and the mechanism for the phase transition in triglycine sulphate// J.Mater. Sci.-2013.-V.48,-P.6605

6. Применение спектров комбинационного рассеяния. Под редакцией А. Андерсона. Пер. с англ. под ред. К.И.Петрова. - Москва: Мир.- 1977.-592с.

7. Khamchukov, Y.D.Vibrational spectra of triglicinesulfate //American Journal of Computer Science and Information Technology .- DOI: 10.21767/2349-3917-C1-003.- P.7

8. Хамчуков, Ю.Д. Низкочастотные колебательные спектры чистого и легированного хромом монокристалла ТГС.- //Достижения фундаментальной, клинической медицины и фармации: материалы 75-й научной сессии ВГМУ, Витебск, 29 – 30 января 2020 г. / под ред. А. Т. Щастного. – Витебск: ВГМУ, 2020. – С. 363 –365.

9. Хамчуков, Ю.Д., Мозжаров, С.Е., Жидкевич, В.И. Особенности спектров комбинационного рассеяния монокристаллов триглицинсульфата//Достижения фундаментальной, клинической медицины и фармации: материалы 79-й научной сессии ВГМУ, Витебск, 29 – 30 января 2024 г. / под ред. А. Т. Чукланова – Витебск: ВГМУ, 2024. – С. 195-196.

# ОСВОЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ИЗ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННОГО СОРТОВОГО ПРОКАТА МЕТОДОМ ХОЛОДНОЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КРЕПЕЖНЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ НАЗНАЧЕНИЙ

**Машарипов С.З., Комиссаров А.А., Долгач Е.Д., Ющук В.В.**
*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*
*masharipov.s@misis.ru*

Высокопрочные крепежные изделия играют ключевую роль в автомобилестроении, строительстве и других отраслях. Показатели характеристик этих деталей нередко занимает вершину в списке приоритетов производителей, и для достижения требуемых стандартов используется сортовой прокат из специальных легированных сталей. Основными методами изготовления данных изделий является высадка и/или холодная объемная штамповка. Такой метод производства предлагает ряд преимуществ, к которым относится улучшенные механические характеристики, высокая точность размеров и производительность. Они, кроме соответствующими мировым требованиям высокими показателями механических свойств до классов прочности 12.9, 14.9 (временное сопротивление более 1400 Н/мм2; предел текучести более 1260 Н/мм2; относительное удлинение до 10 – 15 %; относительное сужение – более 55-60 %, твердость — 30-35 HRC) после ХОШ, должны обладать предельно высокой коррозионной стойкостью, эксплуатационной надежностью, долговечностью, качественными характеристиками, при снижении металлоемкости, затрат на производство – более 15 – 20%.

Однако, производство высокопрочных крепежных и других ответственных изделий в РФ составляет не более 18 % от общего объема, в то время как в экономически развитых странах мира этот показатель составляет 90 – 95%. Причем имеет место тенденция дальнейшего снижения объема производства высокопрочных крепежных и ответственных изделий из-за увеличения объема их поступления из Китая и других стран юго-восточной Азии, а отечественное производство, во многих случаях, требует экспорта качественного сортового проката.

Для развития производства высокопрочных крепежных изделий были исследованы структура и свойства специальных легированных и борсодержащих сталей, которые позволили определить оптимальные системы легирования и разработать требования к структурному состоянию сортового проката. Объектом исследований являлись образцы круглого горячекатаного проката из сталей марок 32CrB4 и 42CrMo4. Результаты исследования стали марки 32CrB4 показали возможность получения сфероидизированной ферритно-перлитной структуры и уровня механических свойств необходимых для получения высокопрочного метиза. Оптимальными являются режимы сфероидизирующего отжига при 730 °С (4 часа) или охлаждение от 760 °С до 690 °С в течение 4 часов. Получение бейнитной или мартенситной структуры проката после горячей прокатки стали ускоряет процесс сфероидизации перлита. Также установлен наиболее эффективный режим сфероидизирующего отжига горячекатаного проката из стали марки 42CrMo4, который представляет из себя нагреве до температуры двухфазной области (на 15 °С выше Ac1), с последующим медленным охлаждением до температуры ниже Ac1 на 45 – 50°С.

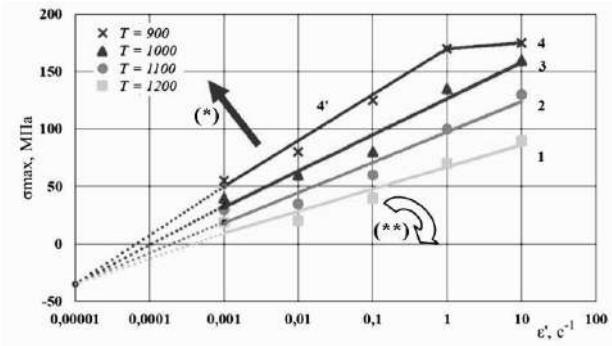
Результаты исследования структурных составляющих, прокаливаемости и механических свойств готовых болтовых соединений показал возможность применения сталей 32CrB4 и 42CrMo4 для изготовления высокопрочного метиза методом ХОШ. Также установлены оптимальные режимы термической обработки, которые задают необходимые значения механических свойств для получения высокопрочных крепежных изделий разного класса прочности.

# ДЕФОРМАЦИОННАЯ АККУМУЛЯЦИЯ И ТЕПЛОВАЯ ДИССИПАЦИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИХ ОБРАБОТКЕ МЕТОДАМИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

**Барахтин Б.К., Лебедева Н.В., Маркова Ю.М.**
*НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,*
*г. Санкт-Петербург, Россия*
ckp@crism.ru

В работе развит подход определения наилучших условий горячей пластической деформации металлов и сплавов по критерию диссипации (η=έ, T) вводимой энергии. Решение видится в рассмотрении поведения материалов по диаграммам σ(ε,έ,T) с оценкой коэффициента эффективности диссипации в координатах η(έ, T) и η(ε, έ) по реологической модели Прасада. Максимальное значение η=1 или 100% соответствует среде с полной релаксацией напряжений.

Опыты с горячей пластической деформацией образцов Ø5 мм и высотой 10 мм из железа (ЖС0), сталей 10, Х18Н10Т, 04Х20Н6 и магналиев 1575-1, 1565 выполнялись на дилатометре DIL 805 A/D при температурах от комнатной до ~0,8 $T_{пл}$ и скоростях деформации έ в диапазоне от 10 до $10^{-3}$ $c^{-1}$, близких промышленным технологиям ТМО. На диаграммах σ(ε,έ,T) наличие полюса и линейных участков показывает, что акты структурных перестроек обусловлены упругостью кристаллической решетки и химическим составом сплава. Нелинейность возможна в двух противоположных фазах жизни любой физической системы: преобладания либо **аккумуляции** энергии**,** либо её **диссипации**. Установлено, что в современных технологиях ТМО доминируют процессы тепловой диссипации (рис.1, 2).



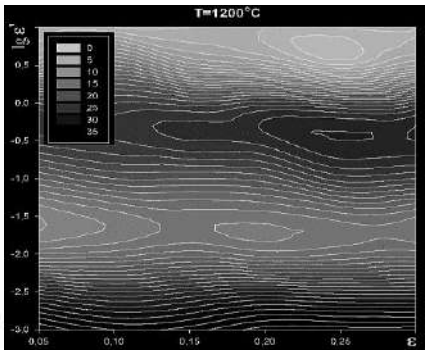




Рисунок 1 – Примеры зависимостей $\sigma_{max}$-έ по данным горячего сжатия до значений ε = 0,3 и схема обобщения данных с указанием деформационной аккумуляции – (*) и тепловой диссипации (**) на примере стали10.

Рисунок 2 – Тепловая диссипация в стали 04Х20Н6 при 1200 $^0$С в координатах η(lgέ, ε)

На картах η(lgέ, ε) выявлены траектории «центр», типичные для периодического изменения η при обмене механической энергией нагружающего устройства и структурой в образце, и сепаратрисы, идущие из «седла» в «седло». «Седлообразные» сепаратрисы свидетельствуют о распространении стационарных перепадов в виде деформационных солитонов диссипации. Предполагается, что солитоны деформации характерны в случаях ослабления кристаллической решетки. Малые скорости и высокая температура типичны для проявления эффекта сверхпластичности, а умеренные скорости и температуры – для образования микротрещин деформационной природы.

ЛИТЕРАТУРА

Рудской А.И., Варгасов Н.Р., Барахтин Б.К. Термопластическое деформирование металлов. Исследование и моделирование.- СПБ.: Изд-во Политехн. ун-та, 2018.- 286 с.

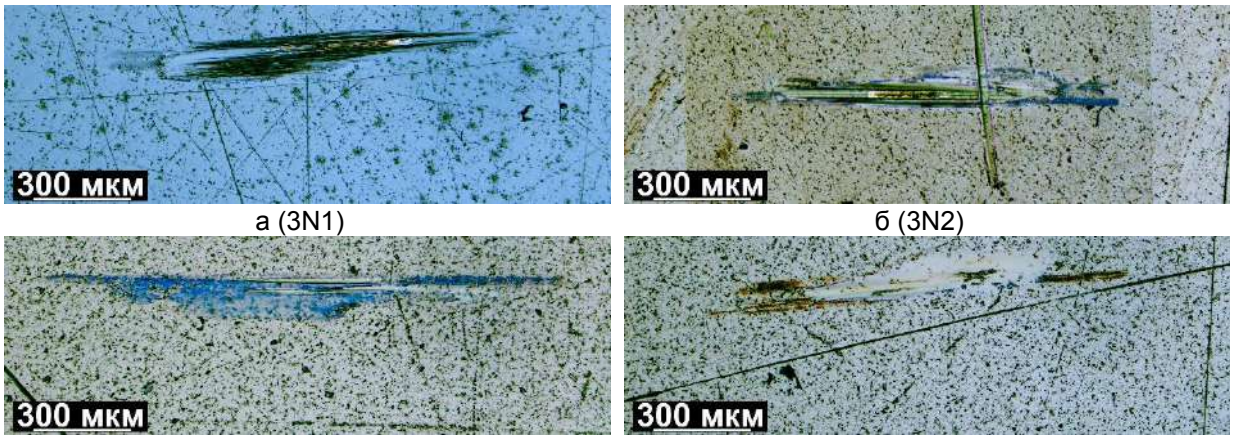
# ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИТРИДНЫХ И КАРБОНИТРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА С ДОБАВКАМИ МЕДИ И КРЕМНИЯ

**Константинов С.В.[1], Чижов И.В.[2], Комаров Ф.Ф.[1], Зайков В.А.[2]**
*[1]Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко» БГУ, Минск, Беларусь*
*[2]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*
*svkonstantinow@gmail.com, igorchizhovwork@gmail.com*

В материаловедении износостойкость является ключевым фактором, определяющим долговечность механизмов и узлов машин. Покрытие нитрида титана TiN, благодаря своим отличным свойствам, таким как твердость и химическая стойкость, уже давно зарекомендовало себя в различных отраслях промышленности. Однако, постоянно растущие требования к работе в экстремальных условиях требуют улучшения его характеристик. В этой связи, модификация нитрида титана путем добавления кремния или меди представляет собой перспективное направление разработок, нацеленное на значительное повышение износостойкости и, как следствие, расширение области применения данных покрытий. Механизмы повышения износостойкости покрытий на основе нитрида титана с добавлением кремния или меди обусловлены несколькими ключевыми факторами. Во-первых, добавление кремния или меди в состав нитрида титана способствует формированию нанокомпозиционного материала. Это приводит к повышению основных микромеханических свойств покрытий: твердости $H$, модуля Юнга $E$, а также индексов ударной вязкости $H/E^*$ и сопротивления пластической деформации $H^3/E^{*2}$ [1, 2]. Во-вторых, внесенные добавки могут работать как твердая смазка, уменьшая коэффициент трения. Кроме того, такие покрытия будут перспективными ввиду повышенной радиационной стойкости, что особенно важно для космической техники [3, 4]. Повышение износостойкости также связано со стойкостью к окислению и способностью покрытий противостоять высоким температурам и агрессивным средам [4]. Добавление кремния или меди в нитрид и карбид титана не только улучшает их микромеханические характеристики, но и расширяет возможности применения в условиях экстремальных нагрузок и воздействий окружающей среды. Это открывает новые перспективы для использования таких покрытий в различных отраслях промышленности, включая авиационную, машиностроительную, ядерную энергетику, а также космическую технику.

Наноструктурированные покрытия TiAlCuN, TiAlCuCN, TiAlSiN, TiAlSiCN были получены с помощью композитных мишеней TiAlCu и TiAlSi методом реактивного магнетронного распыления по ранее отработанному процессу [1, 2]. Покрытия осаждались на подложки титана марки ВТ1-0. Количество углерода в составе карбонитридных покрытий TiAlCuCN, TiAlSiCN контролировалось соотношением парциальных давлений реактивных газов $N_2/C_2H_2$ [1, 2]. Исследования износостойкости проводились по методике «диск на плоскости». Процесс изнашивания покрытий выполнялся на воздухе в условиях сухого скольжения вращающегося контртела со скоростью 0,5 об/с относительно неподвижного образца. Диаметр вращающегося диска – 60 мм. Значение нагрузки, приложенной по нормали к поверхности исследуемых покрытий, составляло 200 мН. Время испытаний – 1500 с. Для измерения площади треков износа использовался оптический микроскоп Opto-EduA13 3601-T, оснащенный USB цифровой камерой.

Следы треков износа нитридных TiAlCuN покрытий представлены на рисунке 1. Самая малая длина трека износа $L$ получена для покрытия 3N2, а самая большая характерна для образца 4N1.




а (3N1) б (3N2)

в (4N1) г (4N2)

Рисунок 1 – Фотографии треков износа (нагрузка 200 мН) нитридных TiAlCuN покрытий на подложках титана марки ВТ1 – 0

Для оценки степени износа покрытия на фотографии трека износа были определены: длина трека износа *L*, ширина трека износа *W*, глубина лунки $h_{изн}$, площадь образовавшегося следа контакта *S* и объема лунки *V*, численные значения которых для каждого образца представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Средние $\mu_{ср}$ и медианные $\mu_{мед}$ значения коэффициентов трения, параметры треков износа (*L*, *W*, $h_{изн}$, *V*, и *S*) для покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN и TiAlCuN, TiAlCuCN

| Образец | $\mu_{ср}$ | $\mu_{мед}$ | $h_{изм}$, мкм | *L*, мкм | *W*, мкм | *S*, мкм$^2$ | *V*, мкм$^3$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1N1.27 | 0,39 | 0,36 | 5,4 | 1140 | 135 | 137947 | 556427 |
| 1N1.30 | 0,46 | 0,47 | 12,3 | 1717 | 164 | 209116 | 2311455 |
| 1N1.32 | 0,24 | 0,25 | 4,0 | 976 | 116 | 121031 | 299274 |
| 2CN1.30 | 0,25 | 0,26 | 1,4 | 584 | 76 | 34066 | 42277 |
| 2CN2.33 | 0,32 | 0,33 | 1,3 | 564 | 46 | 54842 | 23127 |
| 2N2.34 | 0,37 | 0,39 | 5,5 | 1153 | 98 | 83258 | 417148 |
| 3CN1 | 0,3 | 0,31 | 3,8 | 952 | 120 | 127617 | 286770 |
| 3CN2 | 0,24 | 0,24 | 1,9 | 673 | 66 | 47046 | 55603 |
| 3N1 | 0,19 | 0,19 | 4,4 | 1028 | 94 | 95329 | 283916 |
| 3N2 | 0,43 | 0,44 | 3,2 | 878 | 67 | 80725 | 126549 |
| 4CN1 | 0,28 | 0,29 | 2,0 | 692 | 96 | 58951 | 88780 |
| 4CN2 | 0,3 | 0,3 | 1,8 | 653 | 49 | 81183 | 37613 |
| 4N1 | 0,32 | 0,32 | 9,3 | 1495 | 102 | 125397 | 950089 |
| 4N2 | 0,33 | 0,33 | 5,9 | 1186 | 102 | 101257 | 471187 |

Покрытия, полученные посредством мишени № 3 (46 ат.% Ti, 46 ат.% Al, 8 ат.% Cu) относительно образцов осаждённых при помощи мишени № 4 (69 ат.% Ti, 23 ат.% Al, 8 ат.% Cu)демонстрируют на 6% меньшее значение среднего коэффициента трения $\mu_{ср}$, на 5 % меньшее значение медианного коэффициента трения $\mu_{мед}$, на 30 % меньшую глубину трека износа $h_{изм}$, на 12 % меньшую длину трека износа *L,* на 4 % меньшую площадь лунки износа *S*. Варьирование режимов нанесения (режим 1 [1] относительно режима 2 [2]) приводит к снижению коэффициента трения $\mu_{ср}$ и $\mu_{мед}$ на 16 % и 15 % соответственно, увеличивает глубину лунки износа $h_{изм}$ на 53 % и длину трека износа *L* на 23 %, а также увеличивает площадь износа *S* на 31 % и объём износа *V* на 133 %. Добавка углерода C в состав нанокомпозитного материала снижает значения коэффициентов трения $\mu_{ср}$ на 12 % и $\mu_{мед}$ на 11 %, снижается износ покрытия (уменьшение $h_{изм}$ на 59 %, *L* на 35 %, *S* на 22 % и *V* на 74 %). Покрытия TiAlCuN, TiAlCuCN в сравнении с покрытиями TiAlSiN, TiAlSiCN характеризуются меньшими значениями среднего и медианного коэффициентов трения ($\mu_{ср}$ и $\mu_{мед}$

меньше на 12 %), меньшими размерами треков износа (снижение $L$ на 8 %, $h_{изн}$ на 19 %, $S$ на 16 % и $V$ на 53 %). Карбонитрид TiAlSiCN в сравнении с нитридом TiAlSiN обладает на 22 % меньшим значением среднего $\mu_{ср}$ и на 20 % меньшим значением медианного $\mu_{мед}$ коэффициента трения. Добавление углерода повысило износостойкость покрытий: значительно уменьшились параметры треков износа (снижение $h_{изм}$ на 80 %, уменьшение $L$ на 54 %, $S$ на 68 % и $V$ на 96 %.

Установлено, что сформированные покрытия на основе нитрида с добавлением меди или кремния TiAlCuN, TiAlSiN и аналогичные карбонитридные варианты TiAlCuCN, TiAlSiCN характеризуются относительно низкими значениями среднего коэффициента трения, которые колеблются в диапазоне от 0,19 до 0,46. Включение углерода в состав нанокомпозитных покрытий приводит к снижению коэффициента трения: для покрытий с медью TiAlCuCN снижение на уровне 12 %, а для покрытий с кремнием TiAlSiCN – на 22 %. Кроме того обнаружено, что присутствие углерода значительно уменьшает размер треков для медьсодержащих и кремнийсодержащих покрытий. Наноструктурированные покрытия TiAlCuN, TiAlCuCN, TiAlSiN, и TiAlSiCN, представляют значительный интерес в качестве антифрикционных покрытий для узлов и механизмов, функционирующих в условиях трения, в машиностроении и аэрокосмической отрасли.

ЛИТЕРАТУРА

1. Komarov F.F., Konstantinov S.V., Chizhov I.V., Zaikov V.A., Zubar T.I., Trukhanov A.V. / Nanostructured TiAlCuN and TiAlCuCN coatings for spacecraft: effects of reactive magnetron deposition regimes and compositions // RSC Advances. – 2023. – Vol. 13. – P. 18898 – 18907.

2. Konstantinov S.V., Komarov F.F., Chizhov I.V., Zaikov V.A. / The Structure and Micromechanical properties of TiAlSiN, TiAlSiCN Coatings formed by the Method of Reactive Megnetron Sputtering // Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physics and Mathematics series. – 2023. – Vol. 59, N. 3. – P. 241-252.

3. 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.

4. 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 // J. Eng. Phys. Thermophys. – 2021. – Vol. 94, N. 6. – P. 1609–1618.

# ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛАМИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИЛУМИНОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

**Гусакова О.В.[1], Рубаник В.В.[2], Шепелевич В.Г[3], Фролов В.К.[2]**
[1]*Международный государственный экологический институт им. А.Д. Сахарова БГУ, Минск, Беларусь,*
[2] *Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь,*
[3]*Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*
*Ol.gusakova@gmail.com*

Основным компонентом, обеспечивающим твердость силуминов, является кремний, однако при равновесной кристаллизации Si затвердевает в виде крупных пластин, которые становятся концентраторами напряжений при деформации, что приводит к растрескиванию. Улучшение функциональных характеристик силуминов в первую очередь связано с уменьшением размеров и изменением формы включений Si от пластинчатой к равноосной или разветвленной. Для этого используются модифицирующие добавки и повышение скорости охлаждения расплава. Целью работы является исследование влияния многокомпонентного легирования металлами на структуру и механические свойства быстрозатвердевшей фольги силуминов и полученных из них прессованных под воздействием ультразвука материалов.

В работе представлены результаты исследования двух сплавов. Промышленно выпускаемого сплава АК12оч (Al–12,5 мас.%Si–0,2 мас.%Fe) и эвтектического силумина, легированного металлами Al – 12,5 мас.%Si – 0,6 мас.%Fe – 0,3 мас.%Mn – 0,7 мас.%Ni – 1,8 мас.%Cu – 1,0 мас.%Mg (Al-Si-M). Исходную фольгу получали методом сверхбыстрой закалки из расплава при скорости охлаждения расплава в пределах $10^5$ – $10^6$ К/с. Из фольги изготавливали порошки методом сухого помола, которые прессовали по трем режимам: без предварительной ультразвуковой обработки (УЗО) (режим 1), прессование, после предварительной обработки ультразвуком в течение 60 минут (режим 2), прессование под воздействием ультразвука (режим 3). Частота ультразвука составляла ~20 кГц, амплитуда 10÷15 мкм. Измерения микротвердости проводили на микротвердомере 735MVA по Виккерсу при нагрузке 50 г. Изучение микроструктуры проводили с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

Фольга, полученная методом сверхбыстрой закалки из расплава, имеет слоистую микроструктуру. На рис. 1 приведены изображения микроструктуры слоев фольги. В нашем описании слой А – это слой фольги, прилегающий к кристаллизатору, В – слой, у свободно затвердевающей поверхности, С – промежуточный слой. Слоистая микроструктур фольги сплава Al-Si обусловлена изменениями термодинамических условий на границе раздела фаз твердое тело – расплав [1].

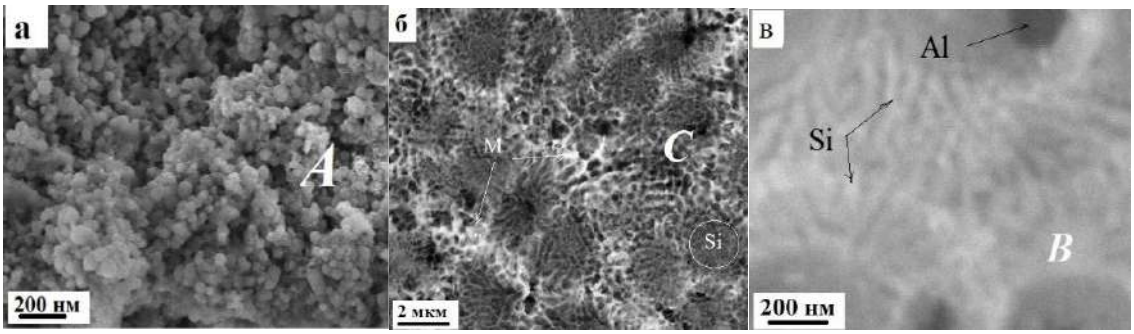



Рисунок 1– Изображение микроструктуры слоев фольги сплава
Al – 12,5мас.%Si – 0,6мас.%Fe – 0,3мас.%Mn – 0,7мас.%Ni – 1,8мас.%Cu – 1,0мас.%Mg

В исследуемых сплавах Al занимает самый большой объем и имеет самую высокую пластичность, поэтому процесс деформации будет определятся движением

дислокаций в α-Al. Поскольку микроструктура слоев фольги имеет существенные особенности, то должна быть рассмотрена микротвердость каждого слоя.

В слое *A* фольги сплава АК12оч, состоящем из микронных зерен α-Al и частиц Si, скользящие дислокации преодолевают сопротивление кристаллической решетки Al и глобулярных включений Si размером 100 - 120 нм. При взаимодействии с включениями Si скользящие дислокации их огибают, оставляя за собой кольца Орована. При достижении критической плотности дислокаций в кольцах Орована возникает возможность образования дислокационных диполей. Дислокационные диполи представляют собой две краевые дислокации разных знаков. Они расположены в соседних плоскостях и образуют устойчивую систему, эффективно препятствующую движению скользящих дислокаций.

В слое *A* фольги сплава Al-S-M кроме включений кремния присутствуют наноразмерные кластеры, содержащие металлы, что повышает сопротивление движению дислокаций. Часть металлов, таких как Cu и Mg, растворяются в кристаллической решетке алюминия в виде атомов замещения, что обеспечивает повышение микротвердости за счет твердорастворного механизма упрочнения.

Препятствием для движения дислокаций являются также границы зерен. При накапливании скользящих дислокаций у границы зерна создается напряжение, которое приводит к движению скользящих дислокаций в соседнем зерне. При встрече скользящей дислокации с малоугловой границей зерна возможен непосредственный прорыв дислокаций через границу. Надо отметить, что в слое А на границах зерен не заметно скопления выделений.

Отличительной особенностью микроструктуры слоя *C* фольги сплава является присутствие как дисперсных частиц в объеме, так и их выделение на границах ячеек и зерен. В фольге сплава АК12оч таким выделением является интерметаллическое соединение $Al_3FeSi_2$. В фольге сплава Al-Si-M интерметаллические соединения $Al_{17}(FeMn)Si_2$, $Mg_5Si_6$, $Al_3(CuNi)_2$. Выделения на границах зерен являются эффективным препятствием передачи напряжения из деформированного зерна в соседнее зерно, снижают подвижность границ зерен, затрудняют развитие деформаций по границам, тем самым повышая микротвердость сплава.

Слой *B* содержит небольшой объем первичных дендритов α-Al. Основной объем занимает смесь тонких разветвлённых пластин эвтектического Si и Al в междендритном пространстве. Пластины кремния являются эффективным упрочняющим фактором. Уменьшение размеров зерен в фольге сплава Al-Si-M по сравнению со сплавом АК12оч, приводящее к повышению плотности границ зерен, также является упрочняющим фактором. Кроме того, показано, что уменьшение размеров зерна α-Al приводит к повышению объемной доли эвтектической смеси.

Частицы порошка, изготовленного методом сухого помола из фольги, имеют дискообразную форму и широкую область их распределения по размерным группам из-за слоистости фольги. Поэтому наблюдается низкая насыпная плотность и неоднородное распределение частиц, обусловленное зависимостью текучести порошка от размера частиц. В связи с этим для обеспечения однородности распределения частиц целесообразно проведение предварительной ультразвуковой обработки. Так же использование ультразвука в процессе прессования порошков, частицы которых имеют форму диска, обеспечивает их более плотную упаковку и снижает пристенное трение.

На рисунке 1 представлены примеры изображения микроструктуры и отпечатков пирамиды Виккерса на исходной фольге и прессованных образцах сплавов АК12оч (без воздействия ультразвука) и Al-Si-M (прессование под воздействием ультразвука).

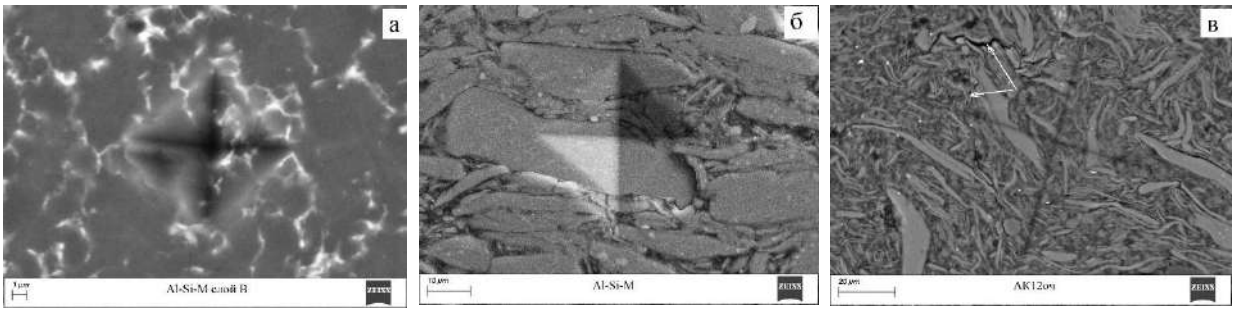



Рисунок 2 – Изображения отпечатков пирамиды Виккерса:
а – фольга, б – прессованный образец Al-Si-M, в – прессованный образец АК12оч.

В прессованных образцах характер деформации, вызванной вдавливанием пирамиды, зависит от состава сплава. В образцах сплава АК12оч при усилии 50 г, подаваемом на пирамиду, наблюдается растрескивание по границам порошка, как показано стрелками на рис. 1в. Растрескивание обусловлено сравнительно низкой микротвердостью и высокой удельной поверхностью пор. В прессованных под воздействием ультразвука образцах сплава Al-Si-M наблюдается пластическая деформация в участках, подвергнутых давлению пирамиды, что связано с большей твердостью исходного сплава (меньшей глубиной проникновения пирамиды) и плотным прилеганием упорядочено расположенных частиц порошка.

В таблице 1 представлены результаты сравнения значения микротвердости сплавов АК12оч и сплава Al-Si-M с литературными данными.

Таблица 1 – Микротвердость быстрозатвердевших силуминов

| Сплав | Микротвердость, МПа | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | Фольга | | | Литой образец | Прессованный образец |
| | Слой А | Слой С | Слой В | | |
| АК12оч | 1150 | 1060 | 1000 | 500 [29] | 350 |
| Al-Si-M | 1910 | 1730 | 1510 | 640 [30] | 450 |

Таким образом, высокоскоростное затвердевание и легирование эвтектического силумина металлами обеспечивают повышение микротвердости фольги сплавов в 3-4 раза по сравнению с микротвердостью литых сплавов, в том числе получаемых литьем под давлением [2-3], а предварительная УЗО порошков и прессование с наложением ультразвуковых колебаний позволяет улучшить как силовые параметры прессования, так и свойства пресс-заготовок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. 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, том 123, № 5, с. 533–540.
2. ГОСТ 1583-93. Межгосударственный стандарт. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия. ИПК: Издательство стандартов, 2023, 28 с.
3. Белов Н.А., Савченко С.В., Хван А.В. Фазовый состав и структура силуминов: Справочное издание. М.:МИСИС,2007,283 с.

# ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Al-Mn-Ca ПУТЁМ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

**Волочко А.Т., Федорович Д.С., Ковалько М.С.**
*Физико-технический институт НАН Беларуси г. Минск, Беларусь*
E-mail: dmitry48497@yandex.by

В последние десятилетия все более увеличивается доля использования магниевых сплавов в виде легких конструкционных материалов в автомобильной промышленности, а также в качестве конструкционных материалов в изделиях электроники, оптических приборах и авиастроении [1]. Рост применения магниевых сплавов способствует развитию исследований в данном направлении и повышению требований к их эксплуатационным свойствам, и в первую очередь к их прочности.

Чистый магний в литом состоянии имеет крупнокристаллическую структуру и низкую прочность ($\sigma_в$ не более 120 МПа) [2]. Следовательно, из-за такой низкой прочности чистый магний в качестве конструкционного материала в промышленности не применяется. Существенно повысить механические свойства магния можно за счет его легирования, а также путем дополнительного деформационного или термического воздействия. Пластическая деформация литых магниевых сплавов является одним из методов обработки давлением (экструзия, прокатка и др.) и позволяет не только упрочнить сплав, но и придать необходимую форму полуфабриката, изделия. Проведенные ранее исследования ставили целью разработку магниевого сплава для высокоскоростной экструзии (скорость деформации 16 м/с). Это было достигнуто введением в состав сплава основных легирующих элементов: Al, Mn, Ca в количестве, когда они при температуре экструдирования (400-450 °С) находятся в α-твёрдом растворе Mg, что значительно повышает пластичность материала. В качестве такого сплава был предложен низколегированный состав Mg-0,85 % Al-0,53 % Mn-0,2 % Ca.

При получении магниевых сплавов наиболее часто используются такие легирующие добавки как алюминий, цинк, марганец, кальций, цирконий и мн. др. [3]. Цинк является основным и наиболее распространенным легирующим элементом в магниевых сплавах. Так, его содержание может варьироваться от 1 до 9 %. Цинк в меньшей степени упрочняет сплав, чем алюминий, однако за счет образования промежуточной фазы MgZn и измельчения структуры также возможно значительное повышение свойств. В работах [4,5] приводятся данные, что в магниевых сплавах за счет добавок 6,0-6,5 Zn возможно повысить прочность до 240-260 МПа, а при дополнительной деформации (штамповке) отливок – до 306 МПа.

Несмотря на это, для получения высокого уровня прочностных показателей магниевых сплавов используется довольно большие концентрации Zn и Al, их суммарное содержание в сплавах может доходить до 9 %. В связи с этим, актуальной является задача по оптимизации химического состава сплавов на основе магния за счет использования комплексного легирования, позволяющего снижать содержание основных легирующих добавок Zn и Al.

Проведенные ранее исследования по разработке низколегированного магниевого сплава системы Mg-Al-Mn-Ca, дополнительного легированного 0,4 % La, указывают на возможность получения после высокоскоростной экструзии прочности $\sigma_в$=270 МПа, при этом после дополнительной термической обработки по режиму T61 прочность повышается незначительно (до 290 МПа), при увеличении пластичности с 7 до 10 %. Легирование рассматриваемого магниевого сплава 0,5 % Zr позволяет повышать прочность после экструзии и термической обработки до 295 МПа, но при этом наблюдается снижение пластичности до 7 % [6]. Однако, до сих пор не выявлено влияние совместного легирования магниевого сплава добавками Zr и La, а также дополнительного легирования Zn.

В связи с этим, целью данной работы является разработка составов магниевых сплавов на основе системы Mg-Al-Mn-Ca с дополнительным легированием совместно

Zr и La, а также добавками Zn для определения влияния деформационной (экструзия, прокат) и термической обработки на структуру и свойства исследуемых сплавов.

В данной работе в качестве базового низколегированного материала использовали сплав системы Mg-Al-Mn-Ca. Его дополнительно легировали Zr совместно с La (по 0.5 мас. %), а также добавками Zn (0,5 и 1,5 мас.%). Концентрации легирующих элементов были подобраны таким образом, чтобы при температуре экструзии они находились в виде твёрдого раствора без образования интерметаллидов, снижающих пластичность сплава в процессе дальнейшей деформационной обработки.

Получение экспериментальных образцов магниевых сплавов осуществляли плавкой шихтовых материалов в индукционной тигельной печи ИСВ 0,004. Нагрев шихтовых материалов вели в вакууме, а после их расплавления подавали инертный газ (аргон), предотвращающий возгорание. Расплав заливали в металлические формы.

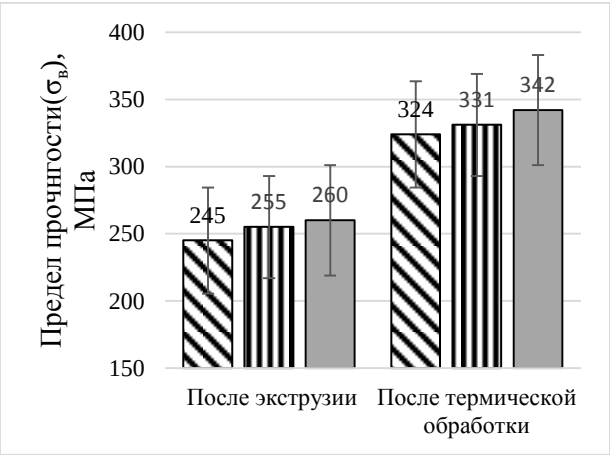
Отливки экспериментальных образцов из магниевых сплавов подвергали экструзии. Из исследований [6] известно, что наиболее высоких прочностных свойств в магниевых сплавах системы Mg-Al-Mn-Ca можно добиться при следующих параметрах экструзии: ε=96 %, $P_{экстр.}$=240 МПа и $t_{экстр.}$=450 ℃, соответственно, полученные образцы подвергались деформации по указанным режимам.

Пластические свойства (максимальная степень деформации) при прокатке для различных сплавов определялась по началу разрушения образцов или появлению критического уровня трещин, нарушающих сплошность заготовки. В таблице 1 приведены результаты определения пластических и прочностных свойств магниевых сплавов после прокатки. Измерение твердости образцов после холодной прокатки указывают на рост их твердости до 10 % в сравнении с исходным состоянием

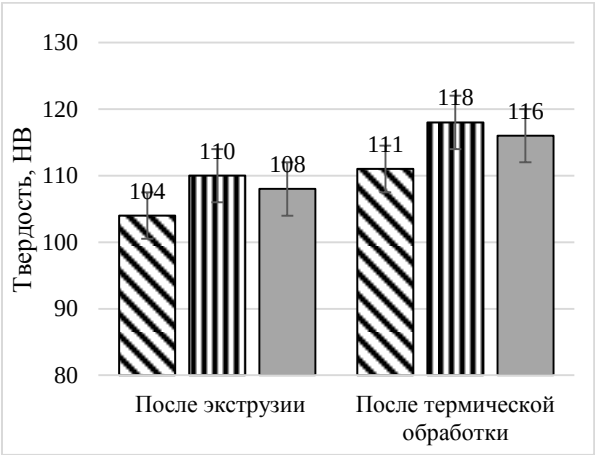
Таблица 1 – Пластичность и прочностные свойства сплава Mg-0,85%Al–0,53%Mn-0,2%Ca с добавками La и Zr после прокатки

| Состав | Свойства | |
|---|---|---|
| | Степень деформации, % | Твёрдость, HB |
| Без добавок | 25 | 95 |
| +0,5 % Zr | 31 | 105 |
| +0,4 % La | 33 | 98 |

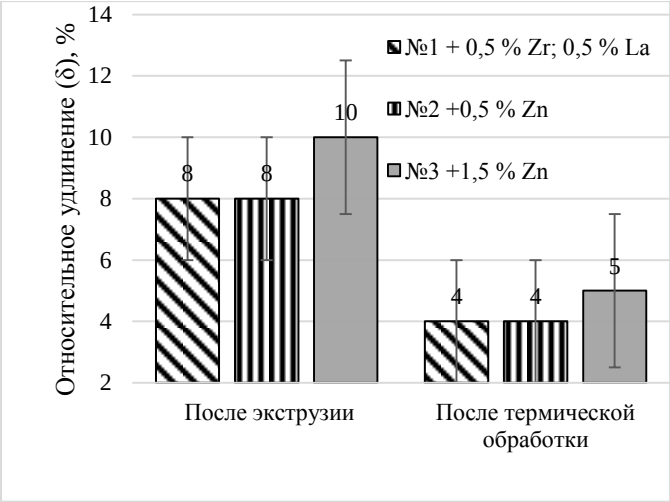
На рисунке 1 представлены результаты испытаний механических свойств магниевых сплавов, подвергнутых экструдированию. Из представленных гистограмм видно, что наибольшими прочностными характеристиками после экструдирования обладает сплав с добавлением 1,5 мас. % цинка (рисунок 1а, 1б). При этом пластичность исследуемых магниевых сплавов находится во всех случаях на достаточно высоком уровне – 8 % (рисунок 1в).




а)




б)

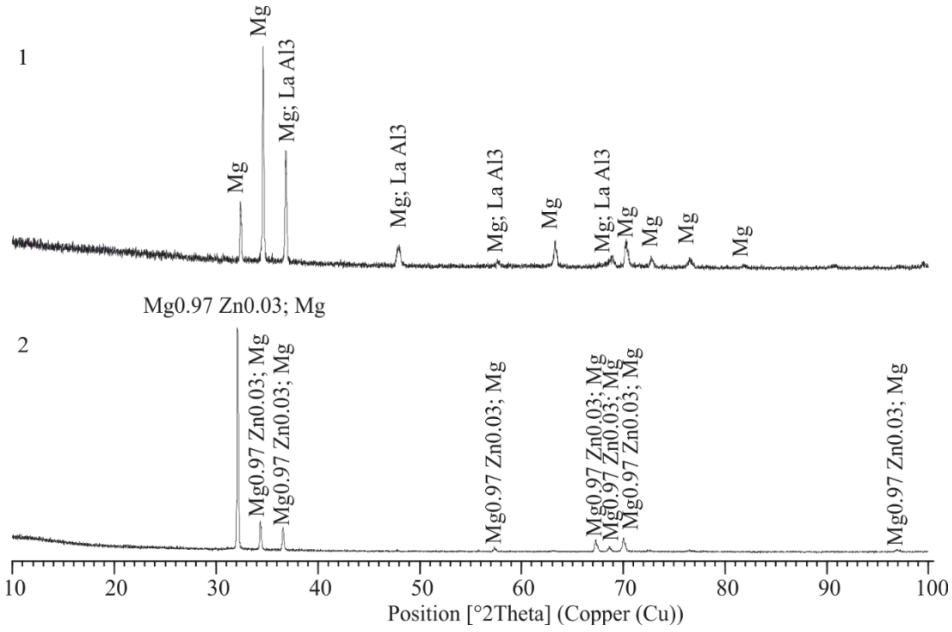



в)

Рисунок 1 – Прочностные $\sigma_в$, МПа (а), НВ (б) и пластические δ, % (в) свойств магниевых сплавов до и после термической обработки по режиму Т61

Термическая обработка магниевых сплавов по режиму Т61 позволяет повысить прочность магниевых сплавов в среднем на 25 %, при этом наибольший рост прочности наблюдается в магниевом сплаве с добавками 0,5 % Zr (прирост $\sigma_в$ на 79 МПа). Прирост твердости практически во всех рассматриваемых сплавах после термической обработки составляет порядка 10 %.

Исследование фазового состава полученных образцов магниевых сплавов после термической обработки показало наличие твердого раствора Mg и интерметаллидных фаз на основе соединений $LaAl_3$ и $Mg_{0.97}Zn_{0.03}$ (рисунок 2).




1- 0,5 % Zr+0,5 % La; 2 – 1,5 % Zn

Рисунок 2 – Фазовый состав экструдированных образцов из магниевых сплавов после термической обработки

Микроструктурный анализ магниевых сплавов различных состав показывает, что закалка и искусственное старение приводит к диспергированию первичных

кристаллов Mg, а также интерметаллидных включений $Mg_{0.97}Zn_{0.03}$, расположенных по границам зерен (рисунок 3), что и приводит к упрочнению исследуемых сплавов.

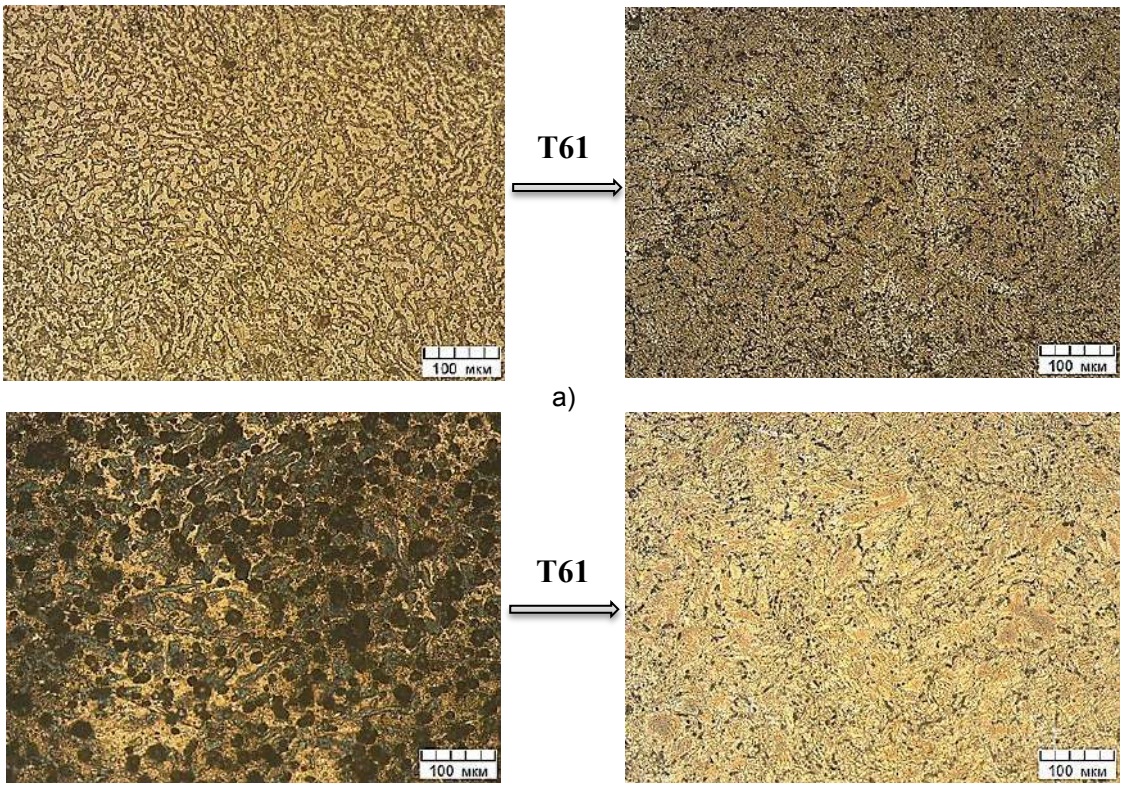



Рисунок 3 – Изменение микроструктуры магниевых сплавов после термической обработки по режиму Т61: а) + 0,5 % Zr и 0,5 % La; б) + 1,5 % Zn

Таким образом, представленные результаты указывают на возможность повышения прочностных свойств низколегированных магниевых сплавов на основе Mg-0,85 % Al-0,53 % Mn-0,2 % Ca, дополнительно легированных Zr и La за счет деформационной (горячей экструзии, прокатки) и термической обработки. Использование дополнительных добавок Zn до 1,5 % позволяет повышать при этом прочность магниевых сплавов с 324 до 342 МПа. Следовательно, комплексное легирование магния Zn, Al, Mn, Ca, Zr и La в общем количестве до 3,5 %, а также соответствующая деформационная и термическая обработка открывают возможности для разработки низколегированных магниевых сплавов с высокой прочностью взамен традиционно используемым сплавам МА14, МЛ6, МЛ8 и др.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1 Издательство «Профессионал». ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ [Электронный ресурс]. – Режим доступа:https://www.naukaspb.ru/spravochniki/Demo%20Metall/3_14.htm. – Дата доступа: 19.02.2024.

2 Гуляев П.П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изда., перераб и доп. М.: Металлургия, 1986 544 с.

3 Цветные металлы и сплавы : учебное пособие : Рекомендовано методическим советом Уральского федерального университета для студентов вуза, обучающихся по направлению подготовки 22.03.02, 22.04.02 — Металлургия, 22.03.01, 22.04.01 — Материаловедение и технологии материалов / Т. В. Мальцева, Н. Н. Озерец, А. В. Левина, Е. А. Ишина ; научный редактор М. А. Филиппов ; Министерство образования и науки Российской Федерации, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. — Екатеринбург : Издательство Уральского университета, 2019. — 176 с. — ISBN 978-5-7996-2598-6.

4 Волкова Е.Ф., Синебрюхов С.Л., Гнеденков С.В., Бецофен С.Я. Влияние деформации и термической обработки на структуру и свойства магниевого сплава МА5 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. №10. С. 55–59.

5 Овсянников Б.В., Замятин В.М. Влияние технологических факторов на структуру и механические свойства слитков и полуфабрикатов из магниевых сплавов // Proceedings of the Second Russian International Conference «Magnesium – Broad Horizons» СПб., 2007.

6 Волочко А.Т., Зеленин В.А., Ковалько М.С., Федорович Д.С., Чэн В. Сплавы системы Mg–Al–Mn–Ca, дополнительно легированные Zr и La для получения изделий методом скоростной экструзии. Литье и металлургия. 2024;(1):83-92. https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-83-92.

# РЕГУЛИРОВАНИЕ СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИЦИЙ ОРГАНИКА – НЕОРГАНИКА ДЛЯ РАДИАЦИОННОЙ И ДРУГОЙ ТЕХНИКИ

**Цебрук И.С., Винокуров С.А., Аксенова Т.А., Кедров В.В., Киселев А.П., Классен Н.В., Орлов А.Д., Покидов А.П.**
*Институт физики твердого тела Российской академии наук*
*cebruk@issp.ac.ru*

Сфера применений нанокомпозиций органика – неорганика в последние два десятилетия быстро расширяется. Если во второй половине прошлого века основными областями использования композитов таких составов были конструкционные и электротехнические устройства, то сейчас все больший вес приобретают разного рода смеси органики и неорганики для электроники и компьютерной техники. оптоэлектроники, биомедицины, солнечной и водородной энергетики. Среди них серьезные перспективы имеют сцинтилляционные материалы, преобразующие ионизирующую радиацию в оптические сигналы. Они востребованы биомедициной, радиационным мониторингом, ядерной энергетикой, геологоразведкой, антитеррористическим и таможенным инспектированием и др. Главные причины активного расширения применений этих композиций – значительное удешевление методик их производства по сравнению с технологиями полупроводников и, с другой стороны, широкое разнообразие возможностей варьирования их эксплуатационных свойств относительно простыми способами.

Данная работа посвящена результатам применений многосторонних механических, акустических, электрических, лазерных, магнитных воздействий на композиции на основе полимерной органики и галогенидов металлов для регулирования их структуры, и свойств. Особое внимание уделяется приемам формирования нанокмпозиций органика – неорганика молекулярно – кластерных размеров. Дело в том, что по мере уменьшения отдельных компонентов органики и неорганики до квантовых масштабов, когда их электронные и фононные волновые функции перемешиваются не только в приграничных зонах, а распространяются на все эти весьма разнородные нанометровые объемы, увеличивается вклад в свойства этих композиций качественно новых состояний, которых в принципе не было во взятых по отдельности исходных веществах. В качестве примера можно привести теоретические работы В.М. Аграновича с коллегами, где показано, что за счет перекрытия волновых функций экситонов Френкеля в органике и экситонов Ванье-Мотта в неорганике светоизлучательные свойства таких молекулярно-кластерных композиций существенно улучшаются.

Для реализации такого рода теоретических предпосылок нами разработана серия методик формирования молекулярно-кластерных нанокомпозиций на базе галогенидов металлов и ароматической органики силовыми воздействиями, обеспечивающими когерентную самосборку систем органика - неорганика с регулируемыми структурой и свойствами. Среди них - механическое и электрическое вытягивание микроволокон, ультразвуковая обработка композиций в растворах, испарение композитных пленок органика–неорганика непрерывными и импульсными лазерами, электрокристаллизация из растворов, обработка жидких и твердых композиций органика – неорганика электрическими и магнитными полями. Значительную роль в получении серии интересных результатов сыграла обнаруженная нами ранее существенная активация взаимодействий между органически и неорганическим компонентами при искажении симметрии ароматических колец органических молекул перечисленными выше внешними воздействиями, о чем мы сообщали на прошлогодней конференции в Витебске.

При испарении пленочных композиций полистирола с микрочастицами иодида цезия импульсным ИК-лазером (1,064 мкм) на некоторых режимах формируются осадки в виде трехмерных кружев из нитей и шариков, имеющих квантовые размеры (10 – 20 нм). Эти нанокружева характеризуются существенно повышенными

радиационной и механической прочностью. Например, нановолокна из полистирола под пучком сканирующего электронного микроскопа быстро разрушаются. Поэтому для наблюдений полимерной органики в электронном микроскопе обычно используют охлаждаемую жидким азотом платформу. Но наши кружева из квантовых нитей и квантовых точек выдерживают длительные наблюдения под электронным пучком при комнатной температуре. Рентгеноспектральный микроанализ показал, что в их состав входят компоненты иодида цезия. Но, с другой стороны, сам по себе иодид цезия при похожих режимах лазерного испарения формирует сферические наночастицы. Вероятно, в смеси с полистиролом образовался вариант молекулярно – кластерной композиции органика – неорганика.

При образовании электроспиннигом в высоком электрическом поле микроволокон из смесей растворов полистирола и бромида лантана в составе волокон формируются пустотелые микросферы, оболочки которых сформированы периодическими двумерными сетками нанонитей квантовых толщин. Эти сетки устойчивы при воздействия атмосферной влаги и, с другой стороны, выдерживают длительное облучение электронным пучком микроскопа (хотя бромид лантана сам по себе сильно гигроскопичен, а полистирол разрушается под пучком). Естественное объяснение – в том, что сформировались молекулярно – кластерные композиции органика – неорганика с существенно повышенными радиационной и химической прочностями.

Установлено, что действие электрического поля на смеси полистирол - бромид лантана – вода демонстрирует обширный набор формируемых нанокомпозиций органика – неорганика, состав и структура которых легко регулируются варьированием амплитуды, направления, частоты электрического поля. Например, при воздействии слабого поля (100 в/см) на насыщенные раствор бромида лантана в воде, нанесенный на пленку полистирола, в растворе образуются наполненные газовыми продуктами микропузыри с тонкопленочными оболочками, обладающие высокой прочностью и упругостью, из которых образуются двумерные периодические структуры. При локальном сжимающем воздействии пузыри не лопаются, а упруго деформируются, восстанавливая форму после снятия нагрузки. Это можно объяснить тем, что композиции из бромида лантана и органики образуют новый вид поверхностно – активных веществ, образующих с молекулами воды прочные тонкие пленки. В случае же нанесения на пленку полистирола капли насыщенного водного раствора бромида лантана в постоянном электрическом поле наблюдается быстро осциллирующая во времени кристаллизация оптически анизотропной тонкой пленки, что можно объяснить формированием молекулярной композиции из кристаллогидрата бромида лантана и полистирола.

В свою очередь магнитное поле также оказывает существенное влияние на отверждение смесей растворов из неорганических веществ и ароматических молекул (например, полистирола). При электроспинниговом вытягивании микроволокн из раствора полистирола без магнитного поля формируются спиральные структуры, что можно объяснить отталкивающими взаимодействиями между диамагнитными моментами соседних ароматических колец. Но если электроспиннинг происходит в постоянном магнитном поле, вытягиваемые электрическим полем волокна становятся прямолинейными. Возможная причина – что в данном случае выстраивание образуемых при вытягивании диамагнитных моментов ароматических колец ориентируется по внешнему полю, а не по межкольцевому взаимодействию.

Заметное влияние магнитного поля проявляется и при отверждении смесей раствора ароматической органики (полистирола с молекулами - активаторами люминесценции) и наночастиц иодида цезия. В магнитном поле величиной 0,4 Тл, направленном перпендикулярно плоскости пленки, наблюдается образование параллельных друг другу дуг в которых концентрируются и частицы наполнителя, и молекулы активатора. Без магнитного поля такое дуговое концентрирование не наблюдается. Этот процесс можно объяснить притягиванием положительно заряженных катионов цезия к расположенным по разные стороны от плоскостей

ароматических колец отрицательно заряженных скоплений пи – электронов. Локализация на них катионов цезия приводит к ориентированию спинов пи – электронов. За счет этого диамагнетизм ароматических колец со свободно движущимися по ним пи – электронами заменяется на парамагнетизм закрепленных электронов с ориентированными спинами. Этот фактор вызывает взаимное притяжение молекул с захваченными катионами цезия с образованием дугообразных нитей в плоскости, перпендикулярной магнитному полю.

Если влияние слабых электрических полей проявляется при воздействиях на жидкие состояние композиций органика – неорганика, то сильные поля с амплитудами порядка 10 кВ/см и более вызывают серьезные изменения в поведении твердых композиций из органики, бромида лантана и молекул воды. Вода выдавливается из кристаллогидратов и на их основе образуются нерастворимые в воде микрокристаллы оксибромида лантана LaOBr. Этот процесс представляет самостоятельный интерес, так как эти кристаллы востребованы и в электро-ионике, и в технике радиационных детекторов. Но до настоящего времени их формирование производилось при высоких температурах, а в данном случае температура на 700 градусов ниже. Кроме того, в пленках этих составов под действием электрического поля наблюдаются передвижения микрообластей оптической анизотропии и электролюминесценции, что может свидетельствовать о вызванных полем переключениях внутренней электрической поляризации сегнетоэлектрического типа. Известно, что молекулы воды, зафиксированные вдоль одномерных поверхностей раздела или одномерных нитей (например, таким нитями могут быть молекулы полистирола) могут и при температурах порядка комнатной выстраивать свои дипольные моменты в одном направлении, формируя локальные сегнетоэлектрические зоны. Переключения такого рода представляют интерес для новых приемов формирования элементов памяти, модуляторов и прочих устройств, востребованных компьютерной техникой.

Выше приведена сравнительно небольшая доля тех перестроек структуры и свойств в композиционных системах ароматических молекул, галогенидов металлов и молекул воды, которые наблюдались нами под влиянием разнообразных внешних воздействий. Такие перестройки создают обширные возможности формирования сверхструктур, в которых на квантовых масштабах взаимодействуют существенно различающиеся по электронным и атомарным свойствам органические и неорганические материалы. Наблюдающиеся в такого рода композициях повышения совокупностей механической, радиационной и химической прочности по сравнению с исходными компонентами в сочетании с экономичными процессами их изготовления, не требующих высоких температур и других специальных условий, создают серьезные перспективы для их применений в радиационных, электронных, оптических и других устройствах.

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ ИЗМЕНЕНИЯ МАГНИТНЫХ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ В СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА $Ni_{50,5}Mn_{33,4}In_{5,6}V_{0,5}$

**Карпухин Д.А.[1], Морозов Е.В.[1], Семенов Д.С.[1], Коледов В.В.[1], Шавров В.Г.[1], Мусабиров И.И.[2], Алиев А.М.[3], Гамзатов А.Г.[3], Абдулкадирова Н.З.[3]**
[1]*Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
[3]*Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН, Махачкала, Россия*
E-mail: Interceptor1986@mail.ru

Изучение калорических эффектов (КЭ) в твердых телах под воздействием сильных переменных полей признано перспективным для создания новой технологии эффективных твердотельных холодильников. Наибольший интерес вызывают материалы с фазовыми переходами (ФП), обладающие «гигантскими» КЭ. Уравнения состояния вблизи ФП имеют аномалии, описывающие КЭ. Недавно, в работе [1] обнаружен эффект резкой зависимости магнитокалорического эффекта от частоты переменного сильного магнитного поля. Изучение материалов в критических условиях в момент ФП затруднено отсутствием стандартных методов изучения термодинамических параметров вещества то есть непосредственно в процессе ФП. Цель настоящей работы заключается в экспериментальном изучении зависимостей термодинамических параметров температуры и намагниченности для решения уравнений состояния и кинетики в магнитных полях порядка 1 Тл в сплаве Гейслера Ni50,5Mn33,4In5,6V0,5. Температура Кюри была измерена экспериментально и составила 286,5 К. Для исследования кинетики МКЭ использована методика, описанная в [1], для исследования кинетики намагниченности вблизи магнитного фазового перехода образца сплава Ni50,5Mn33,4In5,6V0,5в импульсных полях была создана оригинальная установка, включающая в себя блок генерации прямоугольного импульса магнитного поля  до 1 Тл переменной длительности от 1 сек до 10 мкс, и быстродействующие датчики магнитного момента и температуры, а также блок термостатирования и управления.

***Исследование выполнено за счет средств Российского научного фонда (проект № 20-19-00745-П, https://rscf.ru/project/23-19-45040/).***

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

[1] Aliev A. M., et al., J. Al. Com.676, 601–605 (2016).

# ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ПОЯВЛЕНИЕ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ЭДС В СПЛАВЕ $Ti_2NiCu$

**Морозов Е.В., Каманцев А.П.**
*ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия*
*evgvmorozov@gmail.com*

В последние годы выходит очень большое количество публикаций, посвященных твердотельным фазовым (ФП) переходам в металлах и металлических сплавах [1-4]. Изучение механизмов, причин возникновения, изменение параметров ФП является актуальнейшей проблемой в областях альтернативной энергетики, создании холодильных систем, приборостроения, технологии сенсоров и актюаторов и многих других.

Проблема, обсуждающаяся в настоящей работе, связана с взаимосвязью и возможным взаимодействием между параллельно происходящими ФП. Целью работы – задача, которая заключается в изучении задача нахождении констант в написании свободной энергии, а также используя метод Ландау и уравнение Ландау-Халатникова посчитать скорость структурного ФП 1-го рода. В работе авторами использовался образец в виде ленты поликристаллического сплава с эффектом памяти формы (ЭПФ) $Ti_2NiCu$ длиной 16 мм, шириной 1.5 мм и толщиной 40 мкм. Характерные температуры начала и конца прямого и обратного мартенситного перехода образцов составили Ms = 335 К, Mf = 325 К, As = 332,8 К, Af = 340,5 К при скрытой энергия фазового перехода λ = 11,5 Дж/г (рис.1).

Для изучения термодинамических свойств образцов при ФП первого и второго рода авторы использовали разложение функции свободной энергии Гельмгольца методом Ландау:

$$F = \frac{a}{2}\varepsilon^2 + \frac{b}{3}\varepsilon^3 + \frac{c}{4}\varepsilon^4 - \frac{A}{2}\Delta T^2 - \sigma\varepsilon \quad (1)$$

Где a, b и c – упругие модули $\left(a = a_0(T - T_c)\right)$, A – температурный модуль, ε – намагниченность образца, σ – внешнее поле одноосного механического напряжения, T – текущая температура, $T_c$ – температура точки фазового перехода, ΔT – эластокалорический эффект.

Для получения термического уравнения состояния воспользуемся условием:

$$\frac{\partial F}{\partial(\varepsilon)} = 0 \quad (2)$$

Подставив свободную энергию (1) в (2), получим термическое уравнение состояние:

$$\sigma = a\varepsilon + b\varepsilon^2 + c\varepsilon^3 \quad (3)$$

Выражение (3) является кубической функцией.

Для изучения термодинамических свойств образцов при ФП первого и второго рода авторы использовали разложение функции свободной энергии Гельмгольца методом Ландау:

$$F = \frac{a}{2}\varepsilon^2 + \frac{b}{3}\varepsilon^3 + \frac{c}{4}\varepsilon^4 - \frac{A}{2}\Delta T^2 - \sigma\varepsilon \quad (1)$$

Где a, b и c – упругие модули $\left(a = a_0(T - T_c)\right)$, A – температурный модуль, ε – намагниченность образца, σ – внешнее поле одноосного механического напряжения, T – текущая температура, $T_c$ – температура точки фазового перехода, ΔT – эластокалорический эффект.

Для получения термического уравнения состояния воспользуемся условием:

$$\frac{\partial F}{\partial(\varepsilon)} = 0 \quad (2)$$

Подставив свободную энергию (1) в (2), получим термическое уравнение состояние:

$$\sigma = a\varepsilon + b\varepsilon^2 + c\varepsilon^3 \quad (3)$$

Выражение (3) является кубической функцией.

График термического уравнения состояния изображен на рис. 4.14. красной линией. Для построения были подобраны коэффициенты, описывающие кубическую зависимость.

Для изучения кинетики образца воспользуемся уравнением Ландау-Халатникова:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = -\gamma\left(\frac{dF}{d\varepsilon}\right) \quad (4)$$

В уравнении (4) $[\gamma] = \frac{1}{c}$, что говорит о скорости протекания фазового перехода. Таким образом, найдя γ, можно найти скорость фазового перехода.

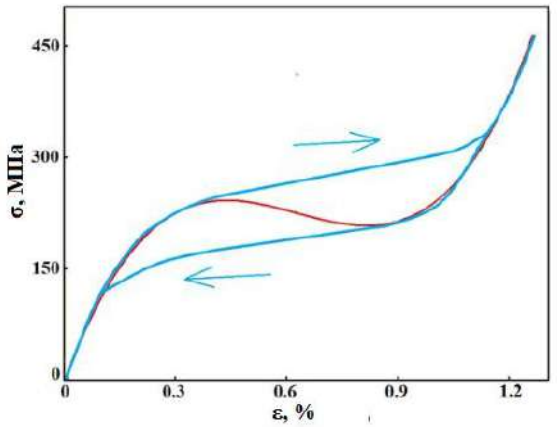



Рисунок 1 – Эффект сверхупругости: красная линия – теоретическая кривая, синяя линия – характерная экспериментальная кривая (стрелками показаны направления изменения напряжения)

В настоящей работе найдены коэффициенты в разложении свободной энергии для сплава $Ti_2NiCu$ при структурном фазовом переходе. Также найдена константа γ в уравнении Ландау-Халатникова, показывающая скорость структурного фазового перехода.

***Исследования за счет средств Российского научного фонда (проект № 22-19-00783. https://rscf.ru/project/22-19-00783/).***

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Tishin A. M., Spichkin Y. I. Recent progress in magnetocaloric effect: Mechanisms and potential applications //international journal of refrigeration. – 2014. – Т. 37. – С. 223-229.

[2] Aliev A. M., Gamzatov A. G. Magnetocaloric effect in manganites in alternating magnetic fields //Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2022. – Т. 553. – С. 169300

[3] Puri S. Kinetics of phase transitions //Phase Transitions. – 2004. – Т. 77. – №. 5-7. – С. 407-431.

[4] Basso V. et al. Hysteresis and phase transition kinetics in magnetocaloric materials //physica status solidi (b). – 2018. – Т. 255. – №. 2. – С. 1700278

# ЭЛЕКТРОИСКРОВЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ ПОКРЫТИЯ

**Овчинников Е.В., Волочко А.Т., Овчинников А.Е.**
*ГрГУ им. Янки Купалы, Гродно, Беларусь*
*ФТИ НАН Беларуси, Минск, Беларусь*
*ovchin@grsu.by*

Технологию электроискрового легирования с образованием защитных слоев предложили Б.Р.Лазаренко и Н.И.Лазаренко. Технология ЭИЛ относится к высокоэнергетическим импульсным процессам. Суть метода заключается в том, что в результате прохождения между электродами электрических импульсов определенных параметров происходит направленный выброс материала электродов. Такой процесс деструкции поверхностных слоев электродов при образовании между ними искрового разряда традиционно называют электрической эрозией. Согласно классических представлений и имеющихся в научной литературе данных [1-2] установлено, что в ходе данного процесса преимущественно разрушается анод. Процесс электроискрового легирования происходит обычно в газовой среде, что приводит к тому, что при заданных условиях материал анода, находящийся обычно в виде паровой или жидкой фаз, наносится на катод. В результате взаимодействия наносимого материала с материалом катода и окружающей средой на катоде образуется слой с заданными физико-механическими свойствами. Обычно полученный защитный слой имеет сложный состав и может содержать не только материал анода, но и твердые растворы, химические соединения, наночастицы, нанофазы, различные сплавы и псевдосплавы [2-6]. Одной из основных проблем данной технологии является то, что при достижении какой-то критической толщины покрытия прекращается процесс увеличения ее, а при дальнейшем продолжении электроискровой обработки поверхности происходит съем поверхностных слоев ЭИЛ покрытия. В связи с этим разрабатываются теоретические, технологические, практические подходы для объяснения природы этого явления и решения на уровне технологии возможности обойти данный процесс. Одной из теорий, объясняющих ограничение по толщине электроискровых покрытий, является процесс взаимодействия газовой среды с элементами расплавленного металла. Проведенные исследования показали, что в инертной среде возможно несколько увеличить толщину слоя. Однако, как и в случае формирования электроискровых покрытий в воздушной среде, кривые зависимости увеличения массы катода не отличались по характеру от кривых привеса катодов в инертной среде. Согласно данных, полученных А.Д.Верхотуровым, исследовавшим влияние окружающей среды на происходящие физико-механические процессы при протекании процессов электроискрового легирования стальных субстратов переходными металлами в азоте, аргоне, на воздухе, нефтяном масле, углекислом газе, причиной ограничения по толщине получаемых слоев является целый комплекс характеристик этих покрытий физико-химического и механического характера. Показано, что значительные внутренние напряжения, возникающие в покрытии при достижении некоторой определенной величины по толщине, могут привести к разрушению данного слоя [1-3].

Проведенные исследования по изучению физико-механических характеристик электроискровых покрытий сформированных из рефракторных металлов, углерода и соединений карбидов и нитридов металлов показали формирование образование сверхтвердых покрытий при послойной технологии осаждения выше указанных соединений. Установлено образование МАХ-фаз и нанообъектов в структуре ЭИЛ покрытий [4-7]. В настоящее время в качестве материала для изготовления различного типа конструкционных объектов широко применяется алюминий и его сплавы. Однако в ряде случаев данный материал и композиции на его основе обладают достаточно низкими антифрикционными характеристиками. Для улучшения триботехнических свойств сплавов на основе алюминия применяются различные методы модификации поверхности в частности: вакуумное осаждение покрытий, лазерная обработка

поверхности, газотермическое напыление антифрикционных материалов и т.д. Представляет интерес исследовать физико-механические характеристики алюминиевых сплавов, подвергнутых электроискровому воздействию.

Целью исследований является изучение физико-механических характеристик алюминиевых сплавов, модифицированных электроискровой обработкой графитовым электродом.

В качестве объекта исследований применяли алюминий А0 и алюминиевый сплав ДТ16. Обработку графитовым электродом проводили на установке UR-121 при режимах Norma 1, Norma 2, Norma 3 и Turbo1, Turbo 2, Turbo 3. Определяли шероховатость поверхности после формирования покрытий на профилометре Surftest 210, микротвердость на приборе Mikrosize uVicky-30, морфологию покрытий изучали на микроскопе ММР 1600Т. Изучение триботехнических характеристик покрытий проводили на машине трения УМТ-200. Схема трибоконтакта «сфера-плоскость», нормальная нагрузка на контртело (сталь ШХ15, Ø 5 мм) сферической формы составляло 30 Н. Время испытаний варьировали от 10 до 40 секунд, что позволяло оценить линейную интенсивность изнашивания с относительной погрешностью не более 10%. Частота вращения сферического контртела 200 оборотов в минуту. Морфологию поверхностей трения изучали методом оптической микроскопии на металлографическом комплексе производства ЗАО «Спектроскопические системы».

В ходе проведенных исследований установлено увеличение микротвердости алюминия А0 после электроискровой обработки графитовым электродом на 20-80% (рисунок 1).

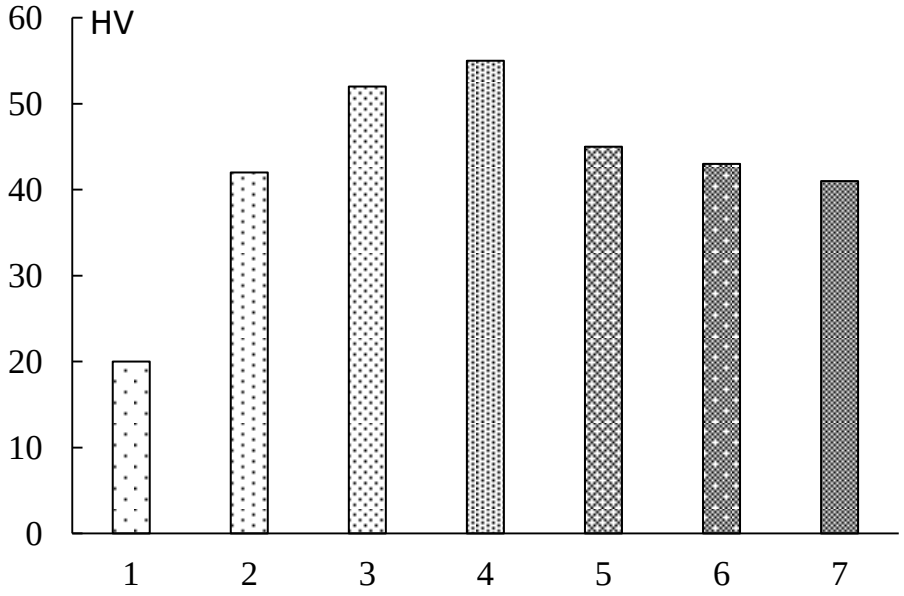



Рисунок 1 – Значения микротвердости алюминия А0, модифицированного методом электроискрового легирования с применением графитового электрода.
1 - исходный материал, 2 - обработка А0 в режиме Norma 1, 3 - обработка А0 в режиме Norma 2, 4 - обработка А0 в режиме Norma 3, 5 - обработка А0 в режиме Turbo 1, 6 - обработка А0 в режиме Turbo 2, 7 - обработка А0 в режиме Turbo 3

Согласно полученных данных обработка алюминия методом электроискрового легирования с применением графитового электрода приводит к увеличению значений микротвердости поверхностных слоев металла в 2.0-2.5 раза. Одним из механизмов объясняющих данный эффект увеличения поверхностных прочностных характеристик является формирование в структуре алюминия соединений карбида алюминия. Скорее всего с увеличением энергии разряда концентрация карбидных фаз в поверхностных слоях модифицируемого алюминия увеличивается, что и приводит к росту значений микротвердости исследуемых образцов. Согласно проведенных исследований с увеличением энергии электроискрового разряда увеличиваются значения шероховатости поверхности, формируются структуры с латеральных размером от

0,01 мкм до 2-3 мкм в модифицированных поверхностных слоях алюминия. Необходимо отметить снижения значений коэффициента трения алюминия на 20-30% с увеличением значений энергии разряда при электроискровом легировании, интенсивность изнашивания модифицированных образцов снижается в 1,2-1,5 раза. Данные изменения в прочностных и триботехнических характеристиках наблюдаются при проведении электроискрового легирования сплава ДТ16.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Структура и агезионные характеристики электроискровых покрытий, получаемых по бесконтактной технологии / В. В. Михайлов [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов. В 3 кн. Кн. 1. Материаловедение : сб. науч. тр. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2023. – С. 206-213.

2. Е. В. Овчинников // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка. В 2 ч. Ч. 2 : сб. докладов 13-го Междунар. симпозиума, Минск, 5-7 апр. 2023 г. – Минск : Беларуская навука, 2023. – С. 255-260

3. P. D. Enriquea, A.Keshavarzkermania, R.Esmaeilizadeha, S. Peterkin, H. Jahed, E. Toyserkania, N. Y. Zhou Enhancing fatigue life of additive manufactured parts with electrospark deposition post-processing Additive Manufacturing -2020-V.36 – p.1-13.

4. Kazak, N.N.; Mikhaylov, V.V.; Chekan, N.M.; Ovchinnikov, Y.V.; Eysymont, Y.I.; Kovsh, A.A. Korrozionnaya stoykost' i prochnostnyye kharakteristiki nanostrukturirovannykh pokrytiy, poluchennykh metodom elektroiskrovogo legiro-vaniya. In Proceedings of the International Conference Actual Strength Issues, Vitebsk, Belarus, 25–29 May 2020; pp. 320–322.

5. Овчинников Е.В., Михайлов В.В., Чекан Н.М. Технология синтеза наноструктур при электроискровом легированииВ книге: Актуальные проблемы прочности. Монография. Под редакцией В.В. Рубаника . Молодечно, 2020. С. 345-358.

6. Михайлов В.В., Овчинников Е.В. Нанокомпозиционные покрытия, формируемые методом ЭИЛ / В сборнике: Инновационные технологии машиностроения в транспортном комплексе. Материалы XI Международной научно-технической конференции ассоциации технологов-машиностроителей. 2020. С. 186-195.

7. Овчинников Е.В. Физико-механические характеристики нанокомпозиционных покрытий, формируемых методом электроискрового легирования/ В.В. Михайлов [ и др.] // Веснік ГрДУ імя Янкі Купалы. Сер. Сер 6, Тэхніка.- 2019.- Т.9.- № 2.- С.45-53

# ЧАСТОТНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ АДИАБАТИЧЕСКОГО ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В ЦИКЛИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ В СПЛАВАХ $LaFe_{11.2-x}Mn_xCo_{0.7}Si_{1.1}$

**Гамзатов А.Г., Абдулкадирова Н.З., Камилов К.И., Батдалов А.Б., Алиев А.М.**
*Институт им. Амирханова, ДФИЦ РАН, г. Махачкала, Российская Федерация*
*E-mail: gamzatov_adler@mail.ru*

Большинство работ, посвященных магнитокалоричским свойствам сплавов, приводят результаты косвенных оценок МКЭ по данным намагниченности или теплоемкости ($\Delta S_M$) и получены при стационарных магнитных полях, а имеющиеся результаты прямых измерений адиабатического изменения температуры ($\Delta T_{ad}$) получены при разовых циклах вкл/выкл магнитного поля. Как известно, созданные к настоящему времени прототипы магнитных холодильных машин работают при относительно низких частотах (0.1-50 Hz), а экспериментальные исследования поведения магнитокалорических характеристик в условиях долговременного циклического воздействия магнитного поля практически не проводились. Магнитокалорические свойства материалов в стационарных и динамических условиях могут не совпадать, необходимо проводить исследования МКЭ в условиях, близких к реальным условиям эксплуатации, т.е. в переменных магнитных полях необходимой интенсивности и частоты [1-5]. Результаты исследований магнитных и магнитокалорических свойств в импульсных магнитных полях, также могут дать полезную информацию о динамике процессов намагничивания/размагничивания, хотя в этом случае речь идет о разовых циклах вкл/выкл магнитного поля.

В данной работе приводятся результаты исследования замещения Mn в системе $LaFe_{11.2-x}Mn_xCo_{0.7}Si_{1.1}$ (x=0.1, 0.2, 0.3) на магнитные свойства и на стабильность адиабатического изменения температуры в циклических магнитных полях. В частности, приводятся результаты исследования намагниченности и магнитострикции в импульсных магнитных поля до 180 kOe. Прямые измерения адиабатического изменения температуры $\Delta T_{ad}$ в циклических магнитных полях: влияние частоты циклического магнитного поля на величину $\Delta T_{ad}$, и влияние долговременного воздействия циклического магнитного поля на величину и стабильность $\Delta T_{ad}$.

Результаты исследования кривых M(H) для системы $LaFe_{11.2-x}Mn_xCo_{0.7}Si_{1.1}$ (для x=0.1, 0.2, 0.3) в импульсных магнитных полях до 180 kOe в интервале температур 80-275 K приведены на рис.1 (a, b, c). Протокол измерений был следующим: образец охлаждался до азотных температур и нагревался до нужной температуры и включали магнитное поле с длительностью импульса 5 ms, что соответствует скорости развертки поля 3600 T/s. Измерения кривых M(H) проводились в режиме нагрева с шагом 5 K.

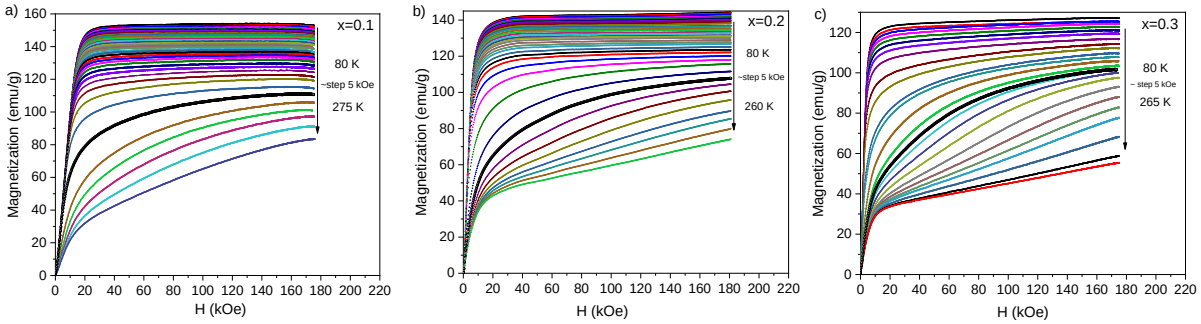



Рисунок 1 – Зависимости M(H,T) для системы $LaFe_{11.2-x}Mn_xCo_{0.7}Si_{1.1}$ (x=0.1, 0.2, 0.3). a) Для $LaFe_{11.1}Mn_{0.1}Co_{0.7}Si_{1.1}$, b) для $LaFe_{11.0}Mn_{0.2}Co_{0.7}Si_{1.1}$ и c) для $LaFe_{10.9}Mn_{0.3}Co_{0.7}Si_{1.1}$. Черной жирной линией отмечена полевая зависимость намагниченности вблизи $T_C$.

Как видно из рис.1, при температурах ниже $T_C$ (жирные черные линии на рис. 1 (a, b, c) соответствуют поведению M(H) при $T_C$) наблюдается резкий рост намагниченности в слабых (до 2 T) полях с выходом на насыщение при увеличении магнитного поля, а сами значения намагниченности достигают величин 140-150 emu/g.

При T > $T_C$ намагниченность плавно растет и чем дальше температура измерений от $T_C$, тем более пологий ход M(T) наблюдается.

Измерения в импульсных магнитных полях фактически проводятся в квазиадиабатических условиях, так как во время развертки магнитного поля образец нагревается благодаря магнитокалорическому эффекту. Соотношение Максвелла для определения $\Delta S_M$ исходит из условия, что намагниченность измеряется при изотермических условиях, т.е. при постоянной температуре. Тем не менее мы для оценки $\Delta S_M$ использовали данные M(H,T) и соотношение Максвелла, имея в виду, что в реальных холодильных машинах скорость развертки поля может составить несколько сотен T/s и условия эксплуатации магнитокалорического материала будут близкими к адиабатическим:

$$\Delta S_M(T,\Delta H) = \mu_0 \int_{H_1}^{H_2} \left(\frac{\partial M}{\partial T}\right)_{P,H} dH \qquad (1)$$

Если намагниченность измеряется через достаточно малые интервалы температуры, можно использовать аппроксимацию:

$$\Delta S_M(T_{ad}, H_1 \to H_2) = \mu_0 \int_{H_1}^{H_2} \frac{M_{i+1}-M_i}{T_{i+1}-T_i} dH \qquad (2)$$

где $M_i$ и $M_{i+1}$ – значения намагниченности, измеренные при температурах $T_i$ и $T_{i+1}$ в поле $H_i$.

Результаты оценки изменения энтропии приведены на рис.2 (a,b,c). Максимальные величины $\Delta S_M$ для сплавов $LaFe_{11.2-x}Mn_xCo_{0.7}Si_{1.1}$ в поле 180 kOe равны 38, 30, 30 J/kg K соответственно для x=0.1, 0.2, 0.3. На вставках рис.2(a,b,c) приведены $\Delta S_{max}(H)$ в магнитных полях до 180 kOe.

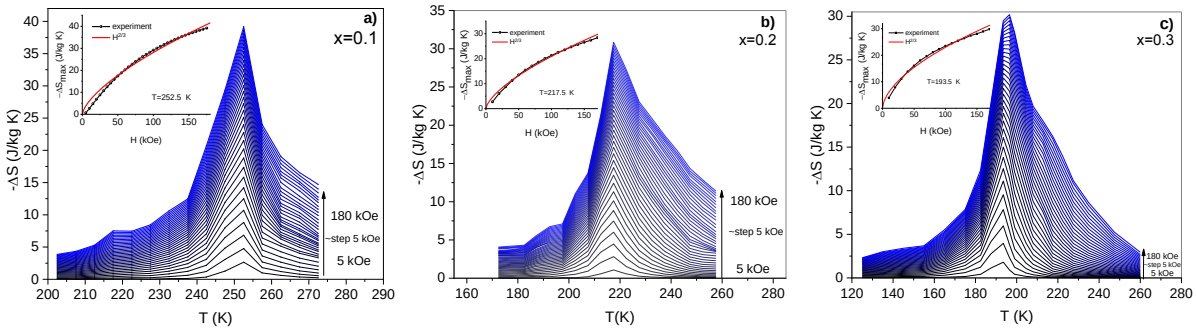



Рисунок 2 – Изменение энтропии $\Delta S_M$ при изменении магнитного поля до 180 kOe
a) для $LaFe_{11.1}Mn_{0.1}Co_{0.7}Si_{1.1}$, b) для $LaFe_{11.0}Mn_{0.2}Co_{0.7}Si_{1.1}$ и c) для $LaFe_{10.9}Mn_{0.3}Co_{0.7}Si_{1.1}$.
На вставках – зависимость $\Delta S_M(H)$ вблизи $T_C$.

На рис. 3(a) представлены температурные зависимости МКЭ в $LaFe_{11.2-x}Mn_xCo_{0.7}Si_{1.1}$ (x=0.1, 0.2, 0.3) при различных частотах изменения магнитного поля с амплитудой 12 kOe. Величина эффекта для x=0.1 на частоте 1 Hz составляет 2.07 K, а на частоте 20 Hz - 1.72 K, т. е. наблюдается уменьшение эффекта с ростом частоты циклического поля примерно на 17%. Как видим, из рис.3(a), увеличение концентрации марганца приводит к частотной стабилизации $\Delta T_{ad}$. То есть уменьшение МКЭ при увеличении частоты циклического магнитного поля до 20 Hz приводит к уменьшению эффекта на 8.3 % и 10.6 % для образцов с x=0.2 и 0.3, что заметно меньше чем для образца с x=0.1. Уменьшение амплитуды $\Delta T_{ad}$ с ростом частоты циклического магнитного поля, наряду с типом фазового перехода, структурной и фазовой неоднородностью образца может зависеть и от скорости развертки магнитного поля.
Частотные зависимости $\Delta T_{ad}$ можно использовать для получения частотной зависимости охлаждающей способности ($Q_C$) по формуле $Q_C=f*C_P*\Delta T_{ad}$, где $C_P$ – теплоемкость материала, а f – частота цикла магнитного поля. Как видим, наряду с величиной $\Delta T_{ad}$ и его частотной стабильностью, охлаждающая мощность зависит и от теплоемкости материал. Используя значения теплоемкости в магнитном поле вблизи Tc, Cp~734 J/kg K, 712 J/kg K и 516 J/kg K для x=0.1, 0.2 и 03. И данные $\Delta T_{ad}$(T,f) из рис. 3(a) можно оценить $Q_C$(f) (см. Рис.3(b)). Там же для сравнения приведены значения Qc для Gd при 20 Hz (с Cp~280 J/kg K). Наибольшая величина Qc при f=20 Hz равна 25.28

W/g и наблюдается для состава с x=0.1. Данное значение больше, чем для Gd, для которого при тех же условиях $Q_C$= 18.6 W/g. Увеличение значения Qc с ростом частоты для всех исследованных образцов позволяет говорить о том, что эффективность охлаждения можно существенно повысить за счет увеличения рабочей частоты в условиях достаточной теплоотдачи.

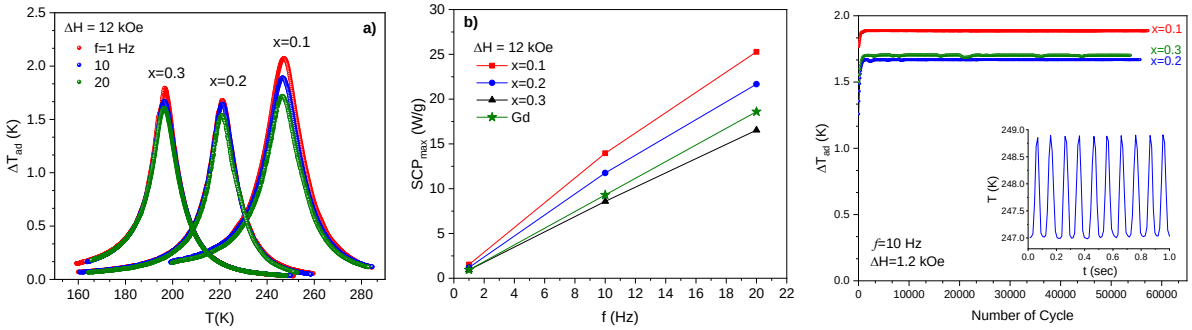



Рисунок 3 – a) Температурные зависимости $\Delta T_{ad}$ для $LaFe_{11.2-x}Co_{0.7}Mn_xSi_{1.1}$ ($x$ = 0.1, 0.2, 0.3) в циклическом магнитном поле 12 kOe при f=1, 10 и 20 Гц. b) Частотная зависимость максимума $Q_C$ для сплавов $LaFe_{11.2-x}Co_{0.7}Mn_xSi_{1.1}$ (x=0.1, 0.2, 0.3) в переменном магнитном поле 12 kOe. Зависимость $\Delta T_{ad}$ от числа циклов вкл/выкл магнитного поля 12 kOe при f=10 Гц вблизи максимумов $\Delta T_{ad}$. На вставке первые 10 циклов вкл/выкл магнитного поля.

Не менее важным требованием к магнитокалорическим материалам является стабильность, т.е. независимость $\Delta T_{ad}$ от продолжительности воздействия переменного магнитного поля. Результаты исследования долговременного воздействия циклического магнитного поля 12 kOe при частоте 10 Hz на величину $\Delta T_{ad}$ показывают стабильность эффекта (без признаков деградации) вплоть до 60000 циклов вкл/выкл (см. рис.3(c)). Данный факт является принципиально важным с точки зрения применимости этих материалов в технологии магнитного охлаждения, где наряду с большим МКЭ, важна и стабильность эффекта в циклических полях.

***Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РНФ № 24-43-00156, https://rscf.ru/en/project/ 24-43-00156/.***

ЛИТЕРАТУРА:

1. A.M. Aliev, A.G. Gamzatov // J. Magn. Magn. Mater. 2022. V.553. P.169300.
2. N.Z. Abdulkadirova, A.G. Gamzatov, et. al., // J. Alloy. Compd. 2022. V.929 P. 167348.
3. A.M. Aliev, A.G. Gamzatov et. al, // International Journal of Refrigeration 2023. V.151. P.146.
4. A.G. Gamzatov, A.B. Batdalov, et. al, // J. Mater. Sci. 2023.V.58 P.8503-8514.
5. A.G. Gamzatov, A.B. Batdalov, et. al, // J. Alloy. Compd. 2023. V.965 P.171451.

# ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ АКТИВНОЙ ЗОНЫ КАВИТАЦИИ В ПОЛЕ ПОГРУЖНОГО ИЗЛУЧАТЕЛЯ

**Минчук В.С., Шебеко В.П., Дежкунов Т.А.**
*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники*
*г. Минск, Беларусь, slava.minchuk@bk.ru, dnv@bsuir.by*

Погружные ультразвуковые излучатели с волноводом-концентратором используются для интенсификации физико-химических процессов в жидкостях в промышленности и научных исследованиях уже несколько десятилетий [1, 2]. Их основным преимуществом по сравнению с другими системами является возможность варьировать амплитуду колебаний в широком диапазоне – вплоть до 100 мкм и осуществлять локальное интенсивное воздействие. Исследование активной зоны кавитации и оценка ее размеров представляет значительный интерес с двух точек зрения: для оптимизации режимов ультразвуковых технологических процессов и для анализа возможности использования таких излучателей при создании оборудования с высокой степенью воспроизводимости кавитационных режимов ультразвуковой обработки.

В данной работе приводятся результаты апробации двух методов оценки размеров активной зоны кавитации: по скорости разрушения алюминиевой фольги, размерам разрушенной части образца и с использованием спектрального анализа кавитационного шума.

Для генерирования кавитации использовался ультразвуковой погружной пьезокерамический излучатель с диаметром излучающей поверхности 15 мм и ультразвуковой генератор УЗГ-58-22. Резонансная частота излучателя - 21 кГц.

В качестве эрозионных тест-образцов использовались полоски алюминиевой фольги толщиной 12 мкм, которые размещались на расстоянии 1 мм от излучателя (рис. 1). В экспериментах по разрушению фольги варьировались: интенсивность ультразвука и время экспозиции тест-образцов в кавитационной области.

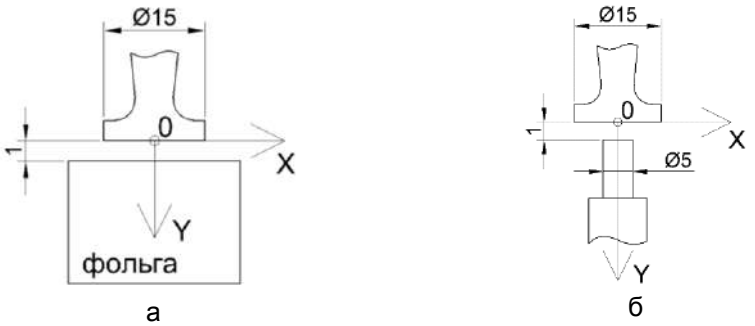



Рисунок 1 – Схема проведения экспериментов:
а – метод эрозионных тестов; б – спектрально-акустический метод

При помощи спектрально-акустического метода производилось сканирование рабочей области под излучателем. Применялся пьезоэлектрический датчик с диаметром волновода 5 мм и кавитометр IC-3, БГУИР [3]. Размер области сканирования 30×15 мм, шаг – 1 мм по двум осям. В качестве оценки активности кавитации использовали интегрирование широкополосного шума в диапазоне 10-10000 кГц.

На рисунке 2 представлен результат эрозионного теста, общее время экспозиции – 300 секунд, амплитуда колебаний излучателя – 8,5 мкм. Разрушение образца во времени неравномерно. По оси Y глубина разрушения 3 мм соответствует 6-й секунде после включения ультразвука, 5 мм – 19-й секунде, 10 мм – 100-й секунде. После 40-й секунды разрушения по оси X шли более интенсивно, чем по оси Y. Максимальная глубина разрушения достигает 11 мм, ширина – 19 мм.

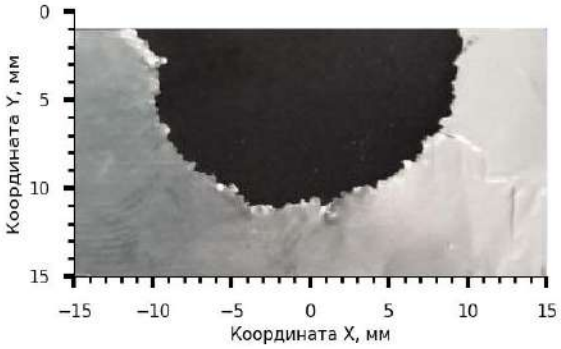



Рисунок 2 – Эрозия алюминиевой фольги в поле погружного ультразвукового излучателя; время экспозиции – 5 минут; амплитуда колебаний излучателя – 8,5 мкм.

На рисунке 3 представлен результат сканирования рабочей зоны спектрально-акустическим методом. Более темный цвет соответствует большим показаниям кавитометра. Максимальные показания кавитометра наблюдаются в узкой области вблизи излучателя на расстоянии 2–3 мм по вертикали и 8–12 мм по горизонтали. Непосредственно вблизи излучателя размеры темной области на диаграмме соответствуют размерам излучателя. При удалении от него эффективная область сужается, что соответствует результатам эрозионного теста. На расстоянии свыше 8 мм показания кавитометра практически равномерны во всей сканируемой области и составляют 75–100 относительных единиц.

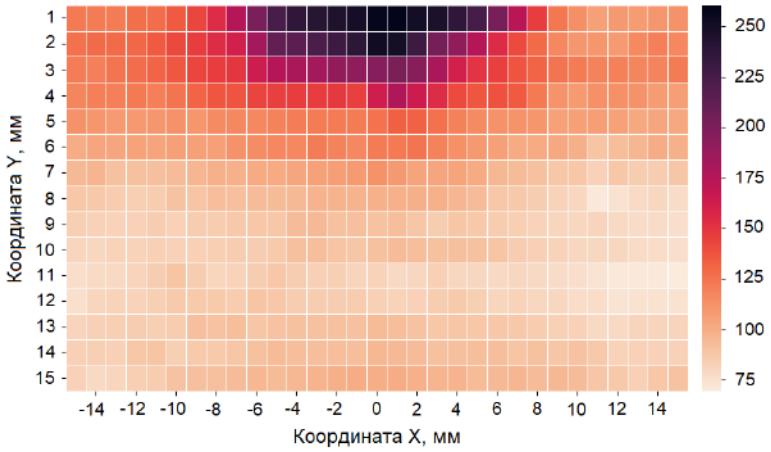



Рисунок 3 – Тепловая карта активности кавитации в поле погружного ультразвукового излучателя

Для более детального анализа результатов спектрально-акустического метода рассмотрим на рисунке 4 графики зависимости активности кавитации при перемещении датчика в горизонтальной плоскости (ось X) при различных расстояниях от излучателя (ось Y). На расстоянии 1 мм от излучателя наибольшие показания кавитометра (230–250 отн. ед.) наблюдаются на расстоянии ±5 мм от центра излучателя, при дальнейшем удалении от центра наблюдается резкое падение показаний вплоть до 120 отн. ед. и последующий выход на плато при удалении свыше 10 мм. При удалении от излучателя размеры колоколообразного пика сокращаются и постепенно приходят к равномерному распределению.

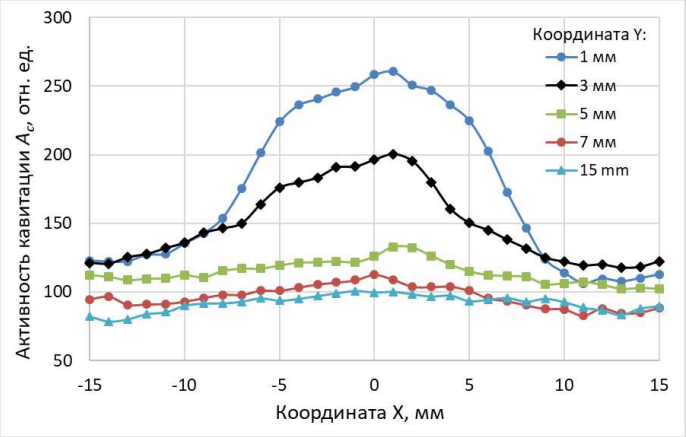



Рисунок 4 – Распределение активности кавитации в поле погружного ультразвукового излучателя

Приведены результаты апробации двух методов оценки размеров активной зоны кавитации в поле погружного излучателя: по скорости разрушения алюминиевой фольги и с использованием спектрального анализа кавитационного шума. Показано, что скорость разрушения тест – образцов быстро уменьшается по мере удаления от излучателя; в результате активная зона сосредоточена в пределах нескольких миллиметров от излучающей поверхности.

Интенсивность кавитационного шума падает с меньшей скоростью при удалении от излучателя. Полученные результаты указывают на необходимость совершенствования алгоритмов обработки спектра кавитационного шума, используемых в настоящее время в кавитометрах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хмелев В.Н., Сливин А.Н., Барсуков Р.В., Цыганок С.Н., Шалунов А.В. Применение ультразвука высокой интенсивности в промышленности. – Бийск: Издательство Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова, 2010. – 250 С.

2. Yusuf L., Symes M. D., Prentice P. Characterising the cavitation activity generated by an ultrasonic horn at varying tip-vibration amplitudes // Ultrasonics Sonochemistry. – 2021. – V. 70. – P. 105273.

3. Кавитометр [электронный ресурс]. – https://cavitation.bsuir.by/ru/kavitometr. – Дата доступа: 11.04.2024.

# ХИМИКО-МИНЕРАЛОГИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИНЕРАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

**Сабиров Б.Т.[1], Шерматов Ж.З.[1], Кулак М.М.[2], Поддубная Н.Н.[2]**
*[1]Навоийское отделение Академии наук Республики Узбекистан,*
*[2]Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси*
*sabirovbaxtiyor774@gmail.com*

В Республике Узбекистан отсутствуют целенаправленные научно-исследовательские работы по установлению возможности получения рулонных гидроизоляционных композиций на основе бентонитовой глины, способы их активации и модифицирования для использования в гидротехнических сооружениях. Также, отсутствуют исследования по получению керамических плиток с использованием отечественных бентонитовых глин в качестве основного глинистого сырья для керамических масс при скоростных режимах обжига. Имеющиеся информации ограничиваются только исследованием процесса обжига и структурообразования грубой керамики, отличающейся очень длительным и энергоемким производством. Следует отметить, что производство стеновых 12 керамических материалов производятся в основном по устаревшей энергоемким технологии с перерасходом топливно-энергетических ресурсов. Переоснащение существующих производственных мощностей, создание новых и современных предприятий по выпуску керамических материалов с автоматизированными линиями на основе инновационной технологии требует поиска перспективных источников минерально-сырьевых ресурсов. Таким образом, отсутствует информация, посвященная разработке способов, технологических основ и сравнительных показателей переработки бентонитовых глин различных месторождений Узбекистана, в том числе неизученных с целью установления возможности получения гидроизоляционных композиций, а также керамических плиток при скоростных режимах обжига [1].

Для постановки и проведения лабораторных исследований по разработке керамических масс с учетом объемов учтенных в Госбалансе РУз геологических запасов минерально-сырьевых ресурсов в качестве основных источников сырья выбраны Ангренский глиеж, попутно добываемый при добыче бурого угля в Ангренском угольном карьере Ташкентской области, Язъяванский барханный песок с Центральной Ферганы, а также бентонитовая глина Логонского месторождения Восточной Ферганы, в близи Кувасайского района.

**При выполнении иследований использованы химический, рентгенографический методы физико-хзимического анализа, а также традиционные и стандартные методики исследований, применямые в технологии керамических материалов.**

Для выполнения комплексных исследований физико-химических и технологических свойств и с целью дальнейшей разработки состава керамической массы для плиток нами составлены и выполнены ряд лабораторных и опытно-производственных экспериментов, которые охватывают решения следующих основных задач исследований:

- исследование двойной системы «Логонская бентонитовая глина – Язъяванский барханный песок» и тройной системы «Логонская бентонитовая глина – Язъяванский барханный песок – Ангренский глиеж» путем составления и исследования свойств образцов на основе опытных керамических масс.
- разработка опытно-полупромышленных составов керамических масс на основе результатов указанных двойной и тройной систем и внесение соответствующих корректировок в составлении конечных оптимальных составов керамических масс для плиток с последующим апробированием реальных в производственных условиях предприятия отрасли.

В настоящее время глиеж, как побочный продукт, параллельно образуется при добыче бурого Ангренского угля АО «Узбекуголь» при АО «Ўзбекистон темир

йўллари». Основная часть добываемого Ангренского глиежа используется в производстве портландцемента цементными заводами республики.

Ангренский глиеж впервые в качестве сырьевого компонента вводился в состав керамической массы для облицовочных плиток в работе в количестве 30-50 масс. %. Авторы патента в качестве плавня использовали расплав лесса в количестве 10-30 масс. %, остальное – каолин, обогащенный в количестве 20-50 масс.%.

**Основными составляющими минералами Ангренского глиежа являются кварц, кальцит, калиевый полевой шпат, слюда, смектит, α-кристобалит, гематит, амфибол, альбит, дегидратированные глинистые минералы.**

Таблица 1 – Результаты рентгенофазового анализа Ангренского глиежа

| Группы минералов | Общее содержание, масс. % | В том числе содержание минерала, масс. % | |
|---|---|---|---|
| Глинистые | 15,6 | Слюда | 6,2 |
| | | Смешанослойное гидрослюда-монтмориллонитовое образование (СГМ) | примеси |
| | | Каолинит | 1,1 |
| | | Смектит | 8,3 |
| Карбонаты | 17,8 | Кальцит | 17,8 |
| Другие | 35,9<br>66,6 | Кварц | 35,9 |
| | | α-кристобалит | 4,5 |
| | | Калиевый полевой шпат | 14,0 |
| | | Альбит | 4,8 |
| | | Гематит | 5,3 |
| | | Амфибол | 2,1 |
| | | Ангидрит | + |
| **Сумма, в %** | **100,0** | | **100** |

**В целях разработки опытных составов керамических композиций изучены химико-минералогические составы исходных компонентов Ангренского глиежа, Язъяванского барханного песка и Логонской бентонитовой глины.**

Установлено, что с увеличением количества Ангренского глиежа от 30 до 50 масс. % на образцах, обожженных при температуре 1000 $^{o}$C увеличивается значение водопоглощение от 12,5 до 16,0 %, огневая усадка от 3,4 до 1,66 %, предел механической прочности при сжатии образцов уменьшается от 40,5 до 23,8 МПа.

Таблица 2 – Химические составы минерально-сырьевых материалов используемых в керамических массах

| Сырьевые материалы | Содержание оксидов, в масс. % на воздушно-сухое вещество | | | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | $SiO_2$ | $TiO_2$ | $Al_2O_3$ | $Fe_2O_3$ | MgO | MnO | CaO | $Na_2O$ | $K_2O$ | $P_2O_5$ | $SO_3$ | ППП |
| Язяванский барханный песок | 61,40 | 0,43 | 10,78 | 3,43 | 2,72 | 0,02 | 6,15 | 2,15 | 2,63 | 0,14 | 0,34 | 9,65 |
| Логонская бентонитовая глина | 56,6 | 0,57 | 16,05 | 5,24 | 1,60 | 0,03 | 2,81 | 1,94 | 3,97 | 0,09 | 0,13 | 11,04 |
| Ангренский глиеж | 55,41 | 0,55 | 11,29 | 3,64 | 2,22 | 0,08 | 9,81 | 0,78 | 2,53 | 0,11 | 4,97 | 5,28 |

С помощью физико-химического анализа, в частности рентгенографического, дифференциально-термического, микроскопического и электронно-микроскопического анализов определены вещественные составы, структура сырьевых компонентов двухкомпонентных и тройных систем, процессы фазовых превращений, физико-химические характеристики композиций на основе Ангренского глиежа и Язъяванского барханного песка с участием бентонитовой глины Логонского месторождения.

Составлены ряд серий смесей от 10-90 масс. % исходных компонентов бинарных и тройной системы на основе Логонского щелочного бентонита, Ангренского глиежа и Язъяванского барханного песка. Термообработка исходных смесей проводили ступенчато к изучению фазовых превращений и структурообразовании новых кристаллических фаз. Исследованы твердофазовые превращения при интервале температур 1000-1450 $^{o}$C бинарных систем «бентонитовая глина-барханный песок», «бентонитовая глина-глиеж». Установлено, что с увеличением содержания щелочноземельного бентонита происходит процесс понижения температуры плавления концентрационных диапазонов бинарной системы. Так как, бентонит относится легкоплавким глинистым сырьем, в связи с этим в алюмосиликатном составе играет роль плавнеобразователя.

Также исследованы твердофазовые превращения при вышеуказанном интервале температур тройной системы «бентонитовая глина-барханный песок-глиеж». Установлено, что с увеличением количества Язъяванского барханного песка в составе тройной системы уменьшается степень воздушной усадки.

Таким образом, с помощью современных методов физико-химического анализа комплексно изучены формирование структуры керамического черепка, физико-химические характеристики опытных образцов и установлены закономерности фазовых превращений при высоких температурах в бинарных и тройной системах с участием щелочноземельной бентонитовой глины Логонского месторождения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сабиров Б.Т. Разработка технологий получения рулонного гидроизоляционного материала и керамических плит на основе бентонитовых глин Узбекистана // Автореферат дисс. на соис. уч. ст. доктора наук (DSc), Институт общей и нгеорганической химии АН РУз, Ташкент, 2020 г. 64 с.

# NICKEL FERRITE SYNTHESIZED IN A SOLAR FURNACE

**Shermatov Zh.Z.[1], Paizullakhanov M.S.[1], Razhamatov O.T.[1], Sabirov B.T.[2], Kulak M.M.[3], Poddubnaya N.N.[3]**

[1]*Institute of Materials Science of the Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan*
[2]*Navoiy brench Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan*
[3]*Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of the Republic of Belarus*

*Nickel-ferrite material was synthesized by melting a mixture of initial oxide components (NiO + $Fe_2O_3$) in a solar furnace. The material was a single-phase cubic spinel of nickel ferrite NiFe2O4 with a lattice parameter of 8.87 Å. For the freshly synthesized material, the values of the coercive force Hc and the saturation magnetization Ms were Hc=60 Oe, Ms=30 emu/g, respectively. While the material fired at 1100°C showed reduced parameters Hc=80 Oe, Ms=50 emu/g. Such values of the structure and magnetic parameters suggest that the material synthesized from a melt in a solar furnace can be used in catalytic processes for the synthesis of hydrogen by reforming.*

The properties of ferrites are largely determined by the characteristics of their microstructure. The particle size and shape may vary for ferrites synthesized by different methods. Another feature of such structures, for example, $NiCoFe_2O_4$, is mixed conductivity, which allows them to be used as catalytic materials replacing expensive platinum in solid oxide fuel cells. Interest in materials of this class is especially increasing in the conditions of rapidly developing hydrogen energy. However, such a material interacts well with carbon dioxide and decomposes into carbonates and oxides, which limits its applicability. Perovskites are used in solid oxide fuel cells to convert chemical energy into electricity. Moreover, such devices have a high efficiency (more than 80%) and a very low level of emissions of harmful gases. with high efficiency, low emissions and fuel flexibility.

It is clear a priori that the synthesis method plays an important role in obtaining a material with a given particle size, structure, microstructure and specific surface area, and phase stability. These parameters together determine certain properties. The main synthesis methods are solid-phase reactions, thermal decomposition, hydrothermal and solvothermal methods, co-precipitation, sol-gel and microwave processing. Moreover, each method has its own advantages and disadvantages, and there is no optimal way to obtain high-quality ferrite materials from spinel.

In this work, the electrical and magnetic properties of nickel ferrite $NiFe_2O_4$, synthesized from a melt of a mixture of $Fe_2O_3$ + NiO in a solar furnace, are studied.

To synthesize nickel ferrite, we used a mixture in a stoichiometric ratio of components - iron and nickel oxides of analytical grade. ($Fe_2O_3$ + NiO). The mixture was ground in an agate mortar with the addition of ethyl alcohol (10 wt.%) and molded into tablets with a diameter of 12 mm and a height of 15 mm. The tablets were placed on a melting table located on the focal spot of a circle with a diameter of 30 mm in a solar oven.

Melt droplets fell into the water and cooled at a rate of $10^3$ deg/s. Such cooling conditions made it possible to record high-temperature structural states of the material.

Drops of the melt, when loaded into water, cracked into small glass-like particles of arbitrary shape. To study such material, they ground it to a fineness of 60 microns, dried it at 400°C, and molded samples in the form of ∅8mm cylinders with a height of 15mm. A sample of such material was designated as freshly synthesized - C1. The sample fired at a temperature of 1100°C followed by random cooling was designated C2.

The obtained samples were subjected to microstructural analysis on a JEOL scanning electron microscope, and X-ray diffraction analysis on a Panalytical Empyrean diffractometer with a copper anode with K-$\alpha$ radiation in the Bragg-Brentano reflection geometry with CuKα radiation (λ = 1.5418˚A).

Saturation magnetization (Ms), coercivity (Hc) and remanent magnetization (Mr) were determined using a KIM-2M coercimeter.

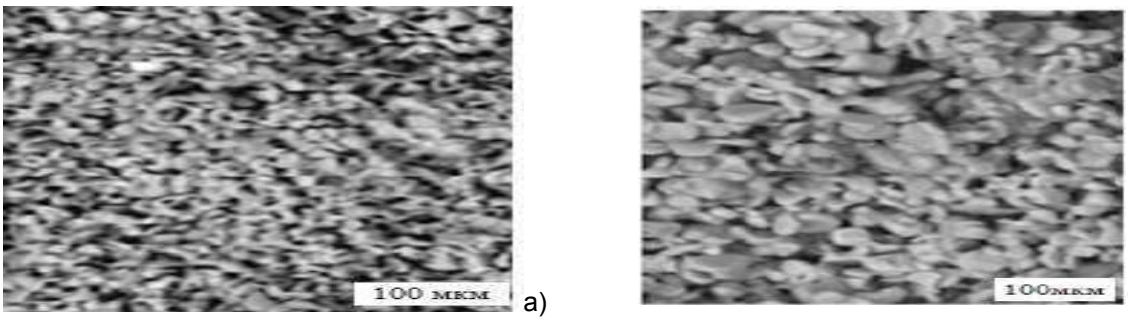
Studies of the morphology and microstructural features of material samples were carried out using scanning electron microscopy (SEM) at the Center for Advanced Technologies of the Ministry of Innovative Development.

Electrical resistance was measured using the four-contact method in the temperature range 300 – 1300 K.

**Experimental results and their discussion.**

Figure 1 shows micrographs obtained on a JEOL JSM-6010 series scanning electron microscope for samples C1 and C2 types.

It can be seen that the grain crystallite size is in the range of 5 – 40 μm. Moreover, the grains have the form of predominantly spherulites and curved cylinders.




а) б)

Figure 1 – Micrographs of samples of freshly synthesized (a) and fired at 1100°C (b) nickel ferrite.

It can be seen that for sample type C1 (a) the nickel ferrite particles are predominantly ellipsoidal or spheroidal in shape with an average size of 5 μm. For sample type C2, there is a slight increase in the average particle size to 40 μm. Some orientation of the particles during their placement is also observed.

Figure 2 shows an X-ray diffraction pattern of a sample of freshly synthesized nickel ferrite.

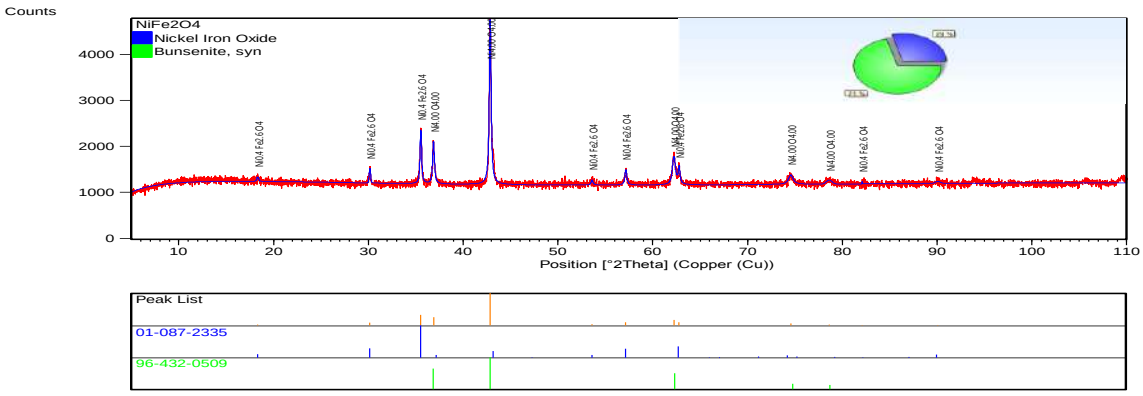



Figure 2 – X-ray diffraction pattern of a sample of freshly synthesized nickel ferrite.

Analysis of the X-ray diffraction pattern showed that the diffraction pattern describes the structure of single-phase cubic spinel nickel ferrite. Apparently, the process of melting the mixture of initial reagents is accompanied by a chemical reaction $NiO + Fe_2O_3 \rightarrow NiFe_2O_4$ with the formation of nickel ferrite. The observed diffraction reflections at scattering angles 2θ = 29.10, 34.12, 44.02, 54.34, 55.84 and 61.40 belonged to the grating planes (220), (311), (222), (422), (511) and (440), respectively. The picture as a whole corresponds to the JCPDS 10-0325 file.

Figure 3 shows magnetic hysteresis curves for nickel ferrite samples of type C1 (curve 1) and type C2 (curve 2).

Fig. 3 shows that the coercive force (Hc) for both types of samples is 200 A/m. Saturation magnetization (Ms) and residual magnetization (Mr) differ for samples of nickel ferrite freshly synthesized from a melt (curve 1) and nickel ferrite fired at 1100°C (curve 2).

So from curve 1 we can determine that Ms = 60 emu/g and Mr = 30 emu/g. While according to curve 2 it follows that Ms = 80 emu/g and Mr = 50 emu/g. The synthesized nickel-ferrite material exhibits higher magnetization than the material fired at 1100°C. However, the implementation of such approaches requires the development and creation of special equipment that makes it possible to control the flow of gases and water into the reaction chamber irradiated by a concentrated stream of high-density solar radiation [15,16].

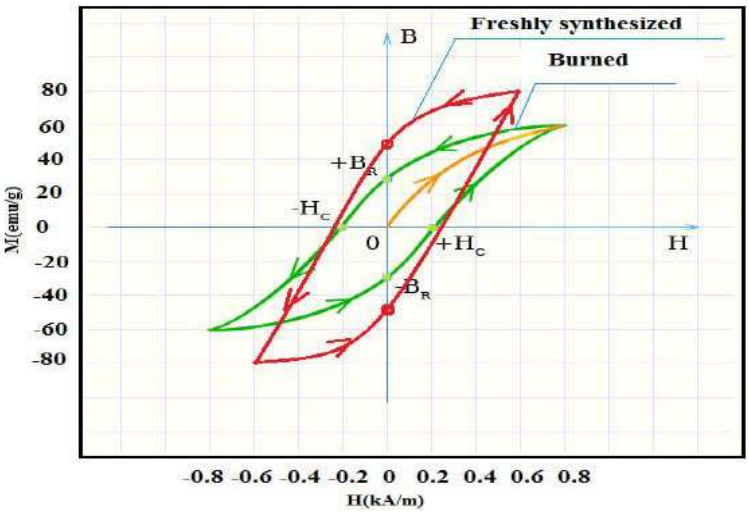



Figure 3 – Magnetic hysteresis for samples of freshly synthesized (curve 1) and nickel ferrite fired at 1100$^{o}$C (curve 2).

A nickel-ferrite material was synthesized by melting a mixture of initial oxide components in a solar furnace.The material was a single-phase cubic spinel of nickel ferrite NiFe2O4 with a lattice parameter of 8.87 Å. The synthesized material exhibited a soft magnetic character with parameters Hc=60 Oe, Ms=30 emu/g. While the material fired at 1100°C showed reduced parameters Hc=80 Oe, Ms=50 emu/g. Such values of the structure and magnetic parameters suggest that the material synthesized from a melt in a solar furnace can be used in catalytic processes for producing syngas by reforming organic raw materials.

# ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КОРРОЗИОНННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ZN–1%LI–2MG%

**Поленок М.В.[1,2], Хафизова Э.Д.[1,2], Ситдиков В.Д.[1,2], Абдрахманова Э.Д.[2]**
*[1]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия*
*[2]Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*
*renaweiwei.179@mail.ru*

Современные медицинские технологии позволили излечить различные переломы костей организма человека имплантатами для остеосинтеза, а закупорку сосудов – стентами. Однако традиционные имплантаты, изготовленные из нержавеющей стали или титановых сплавов, часто приходится удалять, что приводит к необходимости повторных операций, увеличению времени реабилитации после них, а также росту расходов на медицинские услуги. Все эти проблемы, связанные с постоянными имплантатами, поставили перед учеными и исследователями актуальную задачу, суть которой заключается в создании биодеградируемых, биосовместимых временных имплантатов для восстановления костных и сосудистых повреждений. В настоящее время биоразлагаемые сплавы на основе цинка считаются перспективными материалами для применения в медицине, особенно для производства имплантатов для сердечно-сосудистой хирургии [1-3]. Однако для получения таких материалов необходимо учитывать их механические и коррозионные свойства, чтобы они соответствовали определенным критериям. Известно, что легирующие элементы сплавов влияют на микроструктуру, механические свойства и скорость деградации материала, но, несмотря на неплохие показатели прочностных свойств цинковых сплавов, полученных традиционными методами, до сих пор ведется активный поиск новых схем и режимов деформационно-термической обработки, например, с привлечением методов интенсивной пластической деформации [4, 5]. Одним из таких способов является интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК). Использование биодеградируемых сплавов также ограничено проблемой деградации имплантатов в организме человека. В процессе коррозии возможно выделение токсичных ионов металлов, вызывающих нежелательные иммунные реакции и даже отторжение имплантата в организме. Большая разница в стандартизированных значениях потенциала между элементами может привести к нестабильной скорости растворения сплава в коррозионной среде человеческого тела, что может вызвать проблемы при использовании данных материалов для имплантатов. Скорость коррозии можно контролировать путем правильного распределения количества легирующих элементов и применением ряда деформационных обработок.

В данной работе представлены результаты влияния интенсивной пластической деформации кручением на микроструктуру и коррозионные свойства цинкового сплава Zn-1%Li-2%Mg. Деформация проводилась при комнатной температуре, с давлением 6ГПа, скоростью 1 об/мин с числом оборотов 1, 5 и 10. Гравиметрическим методом исследовали коррозионные свойства сплава в исходном состоянии и после ИПДК 10 оборотов. Проведенные коррозионные испытания свидетельствуют о том, что скорость коррозии образцов в исходном состоянии в 1,7 раз ниже, чем у образцов после ИПДК, что можно объяснить более крупнозернистой структурой и равновесным состоянием границ зерен, по сравнению с деформированным состоянием.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zheng Y. F. Biodegradable metals / Y.F. Zheng, X.N. Gu, F. Witte // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2014. – Vol. 77. – P. 1–34. DOI: 10.1016/j.mser.2014.01.001.

2. Li Zh., Shi Zh.-Zh., Hao Y., Li H.-F., Liu X.-F., Volinsky A.A., Zhang H.-J., Wang

L.-N. High-performance hot-warm rolled Zn-0.8Li alloy with nano-sized metastable precipitates and sub-micron grains for biodegradable stents // Journal of Materials Science and Technology. – 2019. – V. 35. – № 11. – P. 2618–2624.

3. Jia B., Yang H., Han Yu., Zhang Z., Qu X., Zhuang Y., Wu Q., Zheng Yu., Dai K. In vitro and in vivo studies of Zn-Mn biodegradable metals designed for orthopedic applications // Acta Biomaterialia. – 2020. – V. 108. – P. 358–372.

4. Liu H., Ye L., Ren K., Sun C., Zhuo X., Yan K., Ju J., Jiang J., Xue F., Bai J. Evolutions of CuZn5 and Mg2Zn11 phases during ECAP and their impact on mechanical properties of Zn—Cu—Mg alloys. Journal of Materials Research and Technology. 2022;(21):5032—5044. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.11.095

5. Huang H., Liu H., Wang L., Yan K., Li Y., Jiang J., Ma A., Xue F., Bai J. Revealing the effect of minor Ca and Sr additions on microstructure evolution and mechanical properties of Zn—0.6 Mg alloy during multi-pass equal channel angular pressing. Journal of Alloys and Compounds. 2020;(844):155923.

# ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СЕНСОРЫ ТЕМПЕРАТУРЫ ТЕЛА ЧЕЛОВЕКА НА ОСНОВЕ БИОСОВМЕСТИМОГО КЛАСТЕРА МЕДИ(I) С ТИАМАЗОЛОМ И ПРИРОДНЫХ ПОЛИСАХАРИДОВ

**Критченков И.С.[1], Критченкова А.Х.[1], Голубев Р.А.[1], Семенкова Д.И.[1], Критченков А.С.[1,2], Рубаник В.В.[1], Рубаник В.В. мл.[1]**

[1]*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь*

[2]*Российский университет дружбы народов, г. Москва, Россия*

*ilya.kritchenkov@gmail.com*

Температуры тела, а также ее гомеостаз имеют решающее значение для теплокровных животных, и отклонение этого показателя от нормы может быть причиной или указанием на наличие серьезных патологических процессов.

Во многих случаях задача неконтактного определения температуры тела решается с помощью тепловизионной технологии, однако она обычно характеризуется низкой точностью (около 1°C), а также не может быть использована на микроуровне, например, когда речь идет об изучении биологических процессов в клетках.

Альтернативный метод определения температуры — использование термочувствительных люминофоров. В настоящее время наиболее распространенными люминесцентными датчиками температуры являются органические вещества и комплексы лантаноидов[1]. Наиболее перспективные соединения, опубликованные в литературе[1], обладают чувствительностью около 3–4% на градус К в диапазоне температур 32–42 °C, что ниже, чем у наших композитных фосфоресцентных сенсоров.

Стоит также отметить, что лишь некоторые люминофоры (например, флуоресцеин и индоцианин зеленый) оказались биосовместимыми и одобрены для использования в медицинских целях. Полученные нами композиты содержат только биосовместимые компоненты: ионы меди, тиамазол (разрешенный препарат) и полисахаридные биополимеры.

Мы синтезировали кластер меди(I) с тиамазолом, используя модифицированную методику, которая имеет преимущество по сравнению с опубликованной в оригинальной статье.

Обнаружено, что этот кластер обладает интенсивной фосфоресценцией с максимальной полосой излучения на длине волны 480 нм. Полученные нами данные о проявлении люминесцентных и сенсорных свойств этого кластера являются новыми и ранее не освещались в литературе.

Фотофизические исследования показали, что это соединение обладает эффективными сенсорными свойствами по отношению к колебаниям температуры в физиологическом диапазоне (от 32 до 42°C) с чувствительностью около 5% на К.

С помощью ультразвука были получены композиты этого кластера с такими биополимерами, как хитозан, крахмал и пуллулан. Установлено, что введение этого люминофора в матрицу биополимера не влияет на фотофизические свойства: кластер в композите сохраняет эффективную фосфоресценцию и термочувствительность.

***Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект № Т24У-004.***

[1] Wang X., Wolfbeis O.S., Meier R.J. Luminescent probes and sensors for temperature // Chemical Society Reviews — 2013. — Vol. 42. P. 7834—7869.

# МЕТОДЫ И ПРИБОРЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ АКУСТИЧЕКОЙ КАВИТАЦИИ И УПРАВЛЕНИЯ ЕЕ АКТИВНОСТЬЮ

**Дежкунов Н.В.**
*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники*
*г. Минск, Республика Беларусь, dnv@bsuir.by*

Кавитация представляет собой явление образования, пульсаций и захлопывания микропузырьков газа под действием переменного давления ультразвуковой частоты [1]. Этот эффект является ключевым фактором множества ультразвуковых технологий. Многочисленными исследованиями показано, что активность кавитации, понимаемая как интенсивность ее воздействия на физико – химические процессы в жидкостях, не определяется однозначно интенсивностью ультразвука, сильно зависит от свойств жидкости, ее газосодержания, температуры, наличия зародышей кавитации и других параметров. Многие из параметров, влияющих на активность кавитации, могут неконтролируемо меняться во времени при воздействии ультразвуком на жидкости, например, за счет дегазации [1, 2] или в результате химических реакций [3]. Все это в совокупности с неполнотой знаний о закономерностях генерирования кавитации является причиной недостаточно высокой воспроизводимости ультразвуковых технологических процессов.

В последние годы интенсивно исследуются возможности применения мощного ультразвука (УЗ) в кавитационном режиме в медицине и биологии в связи с обнаружением новых многообещающих эффектов [4, 5]. Проблема контроля активности кавитации и управления кавитационными режимами ультразвукового воздействия становится особенно актуальной при проведении медико-биологических исследований и в связи с перспективой внедрения кавитационных технологий в медицинскую практику. В данной работе представлены результаты исследований, выполненных в Белорусском государственном университете информатики и радиоэлектроники и направленных на создание методов и приборов для мониторинга кавитации и управления ее активностью.

Уточнены механизмы и закономерности новых и малоизученных явлений: ультразвукового капиллярного эффекта, звуколюминесценции, кавитационнного шума и его спектральных компонент, оценены возможности их использования для аппаратурной реализации в качестве индикаторов кавитации. Обнаружены новые кавитационные явления: генерирование постоянной ЭДС под действием переменного давления ультразвуковой частоты; акустическое просветление кавитационной области при импульсном модулировании ультразвукового поля, эффект долговременной памяти кавитационных свойств жидкости. Установлены неизвестные ранее закономерности [6, 7, 8]: показано, что кавитационная область проходит четыре стадии развития при увеличении интенсивности ультразвука; сформулирована теорема о максимуме активности кавитации; установлены спектральные характеристики кавитационного шума, коррелирующие с интенсивностью звуколюминесценции; показано, что импульсное модулирование ультразвукового поля позволяет управлять активностью кавитации.

Получены данные, подтверждающие гипотезу о кавитационном механизме ультразвукового капиллярного эффекта [6]. При интенсивностях ультразвука ниже порога звуколюминесценции (ЗЛ) увеличения капиллярного подъема не наблюдается. При малых зазорах между торцом капилляра и излучателем пороги звуколюминесценции ультразвукового капиллярного эффекта совпадают с точностью не ниже точности измерений. В этом случае ультразвуковой капиллярный эффект является достаточно хорошим индикатором порога многопузырьковой инерционной кавитации.

Исходя из экспериментальных результатов, представленных в работах [7, 8] сформулировано следующее утверждение (теорема о максимуме активности кавитации): максимум активности кавитации в многопузырьковой кавитационной области, достигаемый при варьировании излучаемой мощности ультразвука в

достаточно широких пределах, всегда выше в тех жидкостях и в тех условиях, в которых для возбуждения кавитации требуется более высокая интенсивность ультразвука, т.е. - в которых выше порог кавитации.

Уточнены механизмы генерирования спектральных компонент кавитационного шума (КШ) [9, 10]. Показано, что асинхронность пульсаций кавитационных пузырьков в разных точках ультразвукового поля может быть одним из механизмов генерирования непрерывной составляющей в спектре КШ. Вклад этого фактора растет с ростом степени апериодичности генерируемых пузырьками возмущений и не связан однозначно интенсивностью ударных волн, генерируемых при захлопывании пузырьков.

Впервые зарегистрированы спектры без субгармоники $f_0/2$, где $f_0$ – частота звукового поля, генерирующего кавитацию. Такой спектр наблюдается в частично дегазированной воде в импульсном ультразвуковом поле при большой скважности импульсов ультразвука.

Сущность обнаруженного эффекта акустического просветления кавитационной области состоит в том, что при импульсном модулировании звукового поля уменьшается объемная концентрация больших неэффективных пузырьков (с размерами больше резонансного) при одновременном увеличении доли интенсивно захлопывающихся кавитационных полостей. За счёт этого, во-первых, увеличивается мощность, запасаемая пузырьками в фазе разрежения. Во-вторых, уменьшается интенсивность воздействия пузырьков друг на друга, что обеспечивает возможность сохранения их сферической формы до более глубоких стадий захлопывания, увеличивая соответственно степень концентрации энергии при захлопывании. В результате повышается эффективность преобразования акустической энергии в энергию ударных волн и тепловую, что и обеспечивает наблюдаемое в экспериментах повышение активности кавитации.

Установлены закономерности генерирования кавитации во взаимодействующих ультразвуковых полях, сильно различающихся по частоте. Показано, что при интенсивностях низкочастотного (НЧ) поля, превышающих порог кавитации, основным механизмом усиления звуколюминесценции в является генерирование зародышей кавитации при захлопывании НЧ пузырьков. Механизмы усиления ЗЛ, связанные с непосредственным взаимодействием полей реализуются, если только оба поля включены. Тот факт, что в момент отключения НЧ поля и работающем ВЧ излучателе интенсивность ЗЛ не падает мгновенно, а плавно уменьшается, позволяет считать, что основным механизмом усиления ЗЛ является генерирование новых зародышей кавитации при захлопывании пузырьков. Таким образом, неаддитивное усиление ЗЛ (синергизм) имеет место не только при одновременном воздействии полей на жидкость, но также и в ВЧ поле после предварительного озвучивания жидкости НЧ полем, т. е. обнаружен эффект длительного последействия НЧ поля на кавитацию.

Показано, что импульсное модулирование ультразвукового поля позволяет управлять динамикой развития кавитационной области. Это открывает новые возможности для исследования кавитации и уточнения ее роли в воздействии мощным ультразвуком на биологические объекты, вещества и физико – химические процессы в жидкостях.

Представленные выше результаты фундаментальных исследований использованы при разработке методов и создании оборудования для исследования кавитации, измерения уровня ее активности и генерирования мощного ультразвука в жидкостях и жидкообразных средах. В частности, новые данные по механизмам генерирования спектральных компонент кавитационного шума положены в основу алгоритмов спектрального анализа сигналов, принимаемых датчиком кавитации. С использованием этих результатов совершенствуется программное обеспечение, которым комплектуются разрабатываемые приборы. Созданы новые образцы ультразвукового оборудования. Среди них можно отметить прибор для исследования кавитации в низкочастотных УЗ-полях – кавитометр [11], по ряду параметров

превосходящий лучшие мировые образцы, что подтверждается поставками в страны ближнего и дальнего зарубежья.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Сиротюк, М. Г. Акустическая кавитация / М. Г. Сиротюк. М.: Наука, 2008.

2. Котухов, А.В. Кавитация в водных растворах углекислого газа / Котухов А.В., Жарко Н.А., Минчук В.С., Дежкунов Н.В // Проблемы физики, математики и техники. 2019. Т. 41, № 4. С. 35–41.

3. Brezhneva, N. Characterization of transient cavitation activity during sonochemical modification of magnesium particles / N. Brezhneva, N. V. Dezhkunov, S. A. Ulasevich, E. V. Skorb // Ultrasonics Sonochemistry. – 2021. – Vol. 70, № 3&4. – P. 105315–105327.

4. Beguin, E. Direct evidence of multi–bubble sonoluminescence using therapeutic ultrasound and microbubbles / E. Beguin, S. Shrivastavaa, N. Dezhkunov // ACS Applied Materials and Interfaces. – 2019. – Vol. 11, № 12. – P. 19913–19919.

5. Физический механизм терапевтического эффекта ультразвука / М. Р. Бэйли [и др.] // Акустический журнал. 2003. № 4. С. 437–464.

6. Дежкунов, Н. В. Исследование связи звуколюминесценции и ультразвукового капиллярного эффекта / Н. В. Дежкунов, Т. Г. Лейтон // Инженерно–физический журнал. – 2004. – Т.77, № 1. – С. 45–51.

7. Гаврилюк, В. С. Исследование акустической кавитации: результаты, практическая реализация и перспективы развития / В. С. Гаврилюк, Н. В. Дежкунов, А. В. Котухов, В. А. Колтович, В. С. Минчук, М. П. Федоринчик, Е. А. Курлюк // Доклады БГУИР. – 2024. – Т. 22 , № 2. – С. 92–104.

8. Дежкунов, Н. В. Связь порога кавитации и максимальной интенсивности звуколюминесценции / Н. В. Дежкунов // Письма в Журнал технической физики. – 2008 – Т. 34, № 8. – С. 59–67.

9. Дежкунов, Н. В. Анализ механизма генерирования непрерывной составляющей кавитационного шума / Н. В. Дежкунов, В. С. Минчук, Уваров С. В., Е. А. Курлюк // Письма в ЖТФ. – 2024. – Т. 50, № 6. – С. 7–10.

10. Котухов, А. В. Наблюдение кавитационного шума без субгармоники / А. В. Котухов, Д. В. Ефремов, И. А. Банникова, Ю. В. Баяндин, С. В. Уваров, О. Б. Наймарк, Н. А. Жарко, Н. В. Дежкунов // Письма в ЖТФ. – 2023. – Т. 49, № 6. – С. 39–42

11. Кавитометр [электронный ресурс]. – https://cavitation.bsuir.by/ru/kavitometr. – Дата доступа: 11.04.2024.

# ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ПРОИЗВОДСТВА ПЬЕЗОКЕРАМИКИ

**Шилин А.Д.[1], Фролов В.К.[1], A. Peláiz-Barranco[2], Рубаник В.В. мл.[1], Рубаник В.В.[1], Никифорова И.В.[1]**

*[1]Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси», Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by*

*[2]Институт материаловедения и технологий, Гаванский университет, Гавана, Куба*

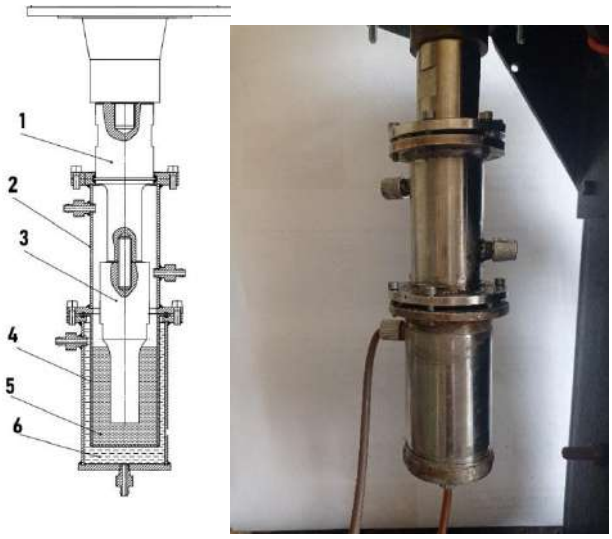
При производстве пьезокерамики различного состава и назначения все чаще стали применять ультразвуковые колебания. В основном это механоактивация и прессование [1].

Ультразвуковая механоактивация является одним из методов модификации микроструктуры и механических свойств материалов, в том числе и порошковых. В процессе обработки порошка ультразвуком происходит кавитационное разрушение под воздействием энергии, освобождающейся при захлопывании кавитационных пузырьков. Кроме того, возможно также измельчение за счет соударения частиц порошка, возникающего при их беспорядочном движении под действием ультразвука. [1]. Преимущество данного вида механоактивации в том, что не происходит загрязнения, которое неизбежно при использовании традиционного помола в шаровой мельнице (явление намола). Обработка порошка ультразвуком обеспечивает однородность химического состава, улучшает микроструктуру и плотность полученной керамики, снижает температуру спекания, что важно для того, чтобы избежать испарения летучих оксидов в процессе спекания тем самым уменьшив отклонения от заданного стехиометрического состава.

Традиционный способ прессования изделий из порошка предполагает засыпку порошка в матрицу и уплотнение путём наложения статического давления. Недостатком этого способа является большая неравномерность распределения плотности по объёму, что приводит к разрушению прессованного или спечённого изделия. Прессование порошка с использованием ультразвуковых колебаний предполагает непосредственное воздействие ультразвука на порошок через пуансон на протяжении всего цикла прессования или начиная с какого-то определённого давления [2]. Применение ультразвука в процессе прессования приводит к залечиванию мелких пор, уменьшению количества и размеров крупных пор, а также увеличивает плотность пресс-заготовок [3,4]. Такой способ прессования обеспечивает равномерное распределение внутренних напряжений в порошке и снижение давления прессования.

В данной работе ультразвук применялся в процессе изготовления пьезокерамики (1-x)NBT-xBT, где x=0,0.1,0.12,0.16. Из исходных компонентов, а именно Na2CO3, TiO2, Bi2O3 и BaCO3 составлялась шихта. Смешивание порошков осуществляли в яшмовой ступке с применением спирта в течении 1 часа. Затем полученную смесь высушивали и прессовали в брикеты диаметром d= 20 мм, и высотой h = 10 мм. Синтез проводили в муфельной электропечи СНОЛ 12/12 при температуре 800℃ в течении 5 часов (3 часа подъем температуры, 2 — выдержка). Полученные после синтеза брикеты размалывались в ступке в спиртовой среде.

Стехиометрические смеси исходных порошков, полученные после синтеза, подвергали ультразвуковой обработке на частоте ~22кГц и мощности генератора 2 кВт в дистиллированной воде в течении 30 минут (рисунок 1).




а) б)

Рисунок 1 — Схема акустического узла для ультразвуковой механоактивации порошковых материалов — а: 1 — бустер, 2 — корпус реакторной камеры, 3 — волновод, 4 — стакан, 5 — обрабатываемая среда, 6 — охлаждающая жидкость;
вид акустического узла — б

Для прессования с применением ультразвука использовали генератор УЗДН-2Т мощностью 0,4 кВт и ручной гидравлический пресс. Усилие прессования составляло 35 кПа.

Полученные пресс-заготовки спекали в закрытом тигле с засыпкой при температуре 1150℃ в течении 4 часов 30 минут (2 часа 30 минут подъем температуры и 2 часа выдержка).

Установлено, что ультразвуковая механоактивация порошков приводит к снижению температуры спекания на ~ 60 °С и смещению температуры Кюри на 50–60 °С в сторону больших температур, что увеличивает диапазон рабочих температур устройств, изготавливаемых на основе пьезокерамики. Применение же ультразвуковых колебаний в процессе прессования позволило на ~ 5 % увеличить плотность керамики и исключить образование трещин при последующем синтезе.

***Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект Т23КУБ-023).***

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. 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. – 149 с.

2. Клубович, В. В. Влияние ультразвуковых колебаний на процесс уплотнения порошковых материалов / В. В. Клубович, В. В. Рубаник // 43 Международная конференция "Актуальные проблемы прочности" : материалы конференции, Витебск, 27 сентября - 1 октября 2004 г. : в 2 ч. / УО "ВГТУ". - Витебск, 2004. - Ч. 1. - С. 325-329.

3. Клубович, В. В. Свойства керамики, полученной механоактивацией порошков ультразвуковыми колебаниями / В. В. Клубович, А. Д. Шилин, М. В. Шилина // Международный симпозиум "Перспективные материалы и технологии" : сборник статей, Березинский заповедник, 29 мая - 1 июня 2013 г. / УО "ВГТУ". - Витебск, 2013. - С. 200-202.

4. Летко, А. К. Влияние ультразвукового воздействия на кристаллическую структуру керамики на основе цирконата-титаната свинца / А. К. Летко, А. Д. Шилин, Г. К. Савчук // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-матэматычных навук. - 2014. - № 4 - С. 92-97.

# INSTALLATION OF ULTRASONIC EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

**Rubanik V.[1], Rubanik V. Jr.[1], Lutsko V.[1], Shakurov I.[1], Lomach M.[1], Nikifarava I.[1], Gusakova S.[2], Xuefeng Liu[3], Wenjing Wang[3], Yaohua Yang[3]**

*[1]The Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus,*

*[2]Belarusian State University, Minsk, Belarus,*

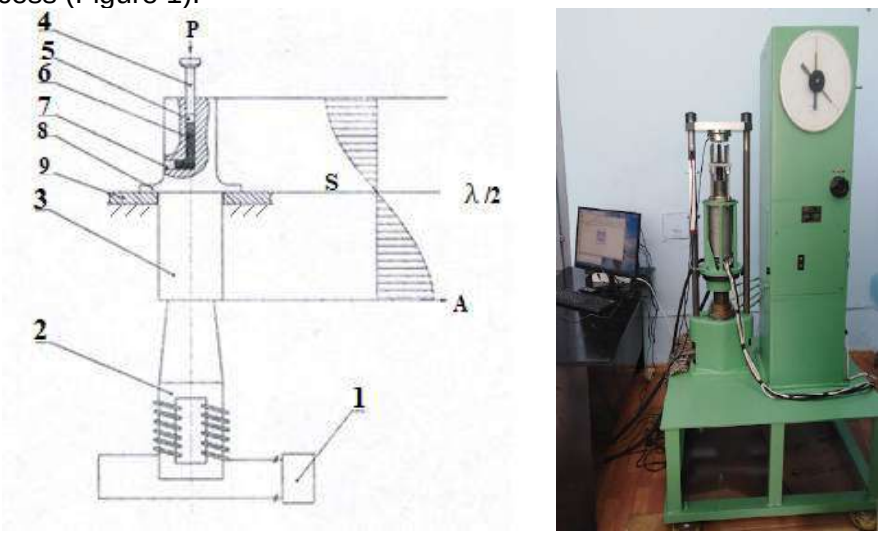
*[3]University of Science and Technology, Beijing, China*

*ita@vitebsk.by*

One popular technique for intensive plastic deformation of metals and alloys is equal-channel angular pressing (ECAP), which enables the fabrication of bulk workpieces with grain sizes ranging from microns (ultrafine-grained) to hundreds or even tens of nanometers [1]. Pressing the workpiece through intersecting channels of a die with the same cross-sectional area is the fundamental step in the process [1, 2]. The structure and mechanical characteristics of the processed materials can be effectively controlled by repeatedly pressing the workpiece via intersecting channels. The workpiece may also be preheated and rotated along its longitudinal axis, depending on the characteristics of the material being processed.

Structural inhomogeneity of specimens and large deformation forces can be mentioned as one of the major features of ECAP. These drawbacks are attributed to the frictional force between the workpiece and the die. The larger the contact area between the punch and the die (i.e., the geometric dimensions of the workpiece), the greater the deformation forces and the heterogeneity of physico-mechanical properties of the specimens obtained.

One of the ways to reduce contact friction forces is to apply ultrasonic vibrations. For example, a device for equal-channel angular pressing is known, containing a composite deformation unit (matrix), a punch and a source of ultrasonic vibrations. However, no effective technical solutions have been developed to deliver ultrasound energy to the deformation point during ECAP process [3-6]. An original ECAP device has been developed at the Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus where the waveguide and the die is constructed as a single unit with a total length equal to $n\frac{\lambda}{2}$, where λ is the longitudinal ultrasonic wavelength in the waveguide material, and n is an integer. The attachment components are positioned in the nodal plane of mechanical displacements of the standing wave, which is directly excited in the die and workpiece during pressing process (Figure 1).




a b

Figure 1 – Scheme of ultrasonic ECAP (a) and for ECAP with ultrasonic vibrations (b)

1 – Ultrasonic generator, 2 – Ultrasonic transducer, 3 – Waveguide-die, 4– Punch; 5 – Inlet channel, 6 – Workpiece, 7 – Outlet channel, 8 – Attachment element;9 – Frame; A – Amplitude of vibrations, S – Nodal plane

Zinc and aluminum alloy A7 rods with a diameter of 5 mm and a length of 20 mm were used as blanks. The average grain size in zinc was 10.6 μm, and in the aluminum alloy it was 16 μm. The rod diameter corresponded to the diameter of the matrix channels. The source of ultrasonic vibrations was a magnetostrictive transducer ПМС15А-18 powered by a 4 kW ultrasonic generator UZG2-4M. The amplitude of ultrasonic vibrations at the end face of the waveguide matrix at the resonant frequency of 20 kHz reached up to 50 μm. The pressing speed was varied from 1 to 5 mm/s.

The use of ultrasonic vibrations during ECAP depending on the ultrasonic vibration amplitude led to a reduction in pressing force by 1.5 to 2 times. Changing the pressing speed within the range of 1 to 5 mm/s practically did not affect the pressing force (Figure 2).

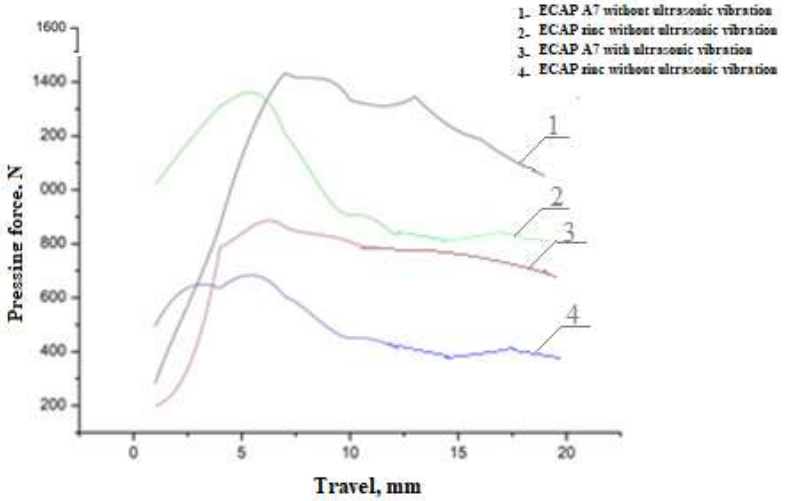
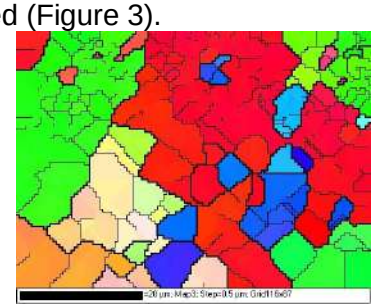
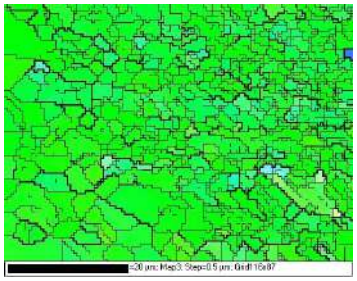



Figure 2 – The dependence of pressing force for metallic materials on the punch displacement

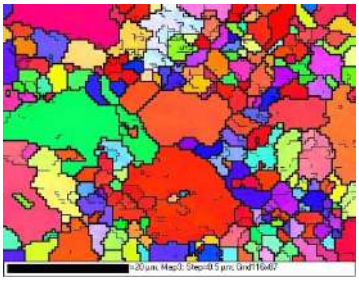
Using a scanning electron microscope LEO1455VP, electron microscopic images were obtained (Figure 3). It was found that even after a single pass of ECAP with ultrasonic overlay, the microstructure of zinc and aluminum alloy A7 differed from the microstructure of the samples obtained by conventional ECAP. Grain size was changed and became more equiaxed (Figure 3).



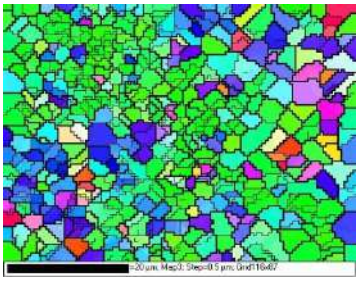
a



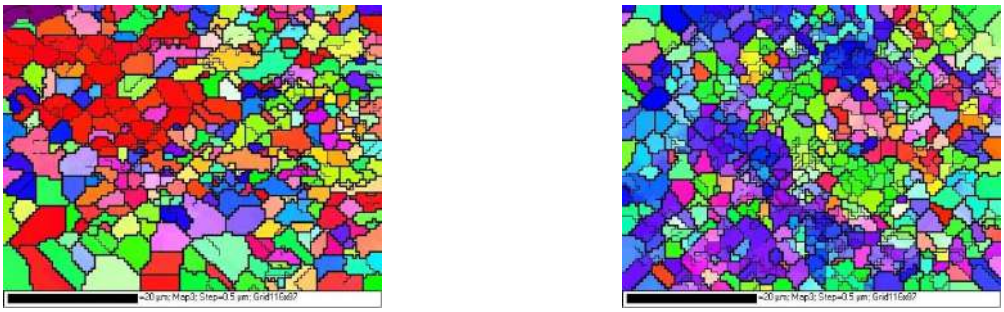
b



c



d



e f

Figure 3 – Samples' structure: zinc (a,c,e); aluminum alloy A7 original (b,d,f)
a, b – initial; c, d – after a single pass of ECAP without ultrasonic vibrations; e, f – after a single pass with ultrasonic vibrations

The average grain size after a single pass of ECAP without USV was 4.0 μm, and with USV it was 3.4 μm. The average grain size of the aluminum alloy after a single pass of ECAP without USV was 6.0 μm, and with USV it was 3.5 μm. Microhardness of the samples was measured using a microhardness tester ПМТ-3М. The average microhardness value for zinc obtained by ECAP with ultrasonic vibrations was ~30.6 HV, while for the samples without ultrasonic vibrations it was ~26.9 HV. The average microhardness value for aluminum alloy A7 samples was ~20.4 HV without USV and ~19.1 HV with. In all samples, an increase in microhardness from the center to the edges in the cross section was observed, while no changes in phase composition were observed for samples obtained by ECAP with or without ultrasonic vibrations. Thus, the developed installation of ultrasonic equal-channel angular pressing allows reducing the pressing force by 1.5 to 2 times while simultaneously increasing processing efficiency.

*The work was carried out with the financial support of the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (project T22KITG-011), National Key Research and Development Program of China (2022YFE0121300) and National Foreign Experts Program of China (G2023105001L and QN2023105001L).*

**REFERENCES**

1. Segal, V.M. et al. The processes of plastic structure formation of metals. Minsk: Science and Technology, 1994, 232 p.

2. Valiev, R.Z. et al. Nanostructured materials obtained by intensive plastic deformation. Moscow: Logos, 2000, 272 p. Z. RU 2172350, 2001.

3. Method of processing metals and alloys by plastic deformation: pat. SU 607633/ E.M. Makushok, V.Ya. Shchukin. - Publ.25.05.1978.

4. Blaha,F. Langenecker, B. Naturwissenschaften 42 (1955). – P.556.

5. Djavanroodi, F Experimental investigation of ultrasonic assisted equal channel angular pressing process/ F. Djavanroodi, H.Ahmadian, R. Naseri, K. Koohkan, M. Ebrahimi // Archives of Civil and Mechanical Engineering Volume 16, Issue 3, May 2016, P.249-255.

6. Bagherzadeha, F.S., Analysis of plastic deformation behavior of ultrafine-grained aluminum processed by the newly developed ultrasonic vibration enhanced ECAP: Simulation and experiments /Bagherzadeha, F.S., Abriniab, K., Qingyou, H// Journal of Manufacturing Processes Volume 50, February 2020, Pages 485-497.

7. Press for equal-channel angular pressing: useful model BY 13457/ V.V. Rubanik, V.V. Rubanik (Jr.), M.S. Lomach, V. F. Lutsko – Publ. 04/01/2024.

# ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ TiNi СТЕНТОВ

**Рубаник В.В. мл.[1], Ужекина А.Н.[1], Денисенко В.Л.[2], Бухтаревич С.П.[2], Денисенко Э.В.[2], Орловский Ю.Н.[3], Дородейко В.Г.[4], Рубаник В.В.[1]**
[1]*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Республика Беларусь,* ita@vitebsk.by
[2]*УЗ «Витебский областной клинический специализированный центр», Витебск, Республика Беларусь*
[3]*ГУО «Белорусская медицинская академия последипломного образования», Минск, Республика Беларусь*
[4]*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.

Стенты производства «ИТА НАН Беларуси» различного назначения изготавливаются из проволоки никелида титана (диаметром 0,26 мм) марки ТН-1, выпускаемой ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» (г. Москва). С учетом различия диаметров проволоки в сравнении с импортным аналогом, а также для оптимизации развиваемых изделием усилий при реализации эффектов памяти формы и сверхупругости необходимо скорректировать геометрию ячейки, для чего с использованием САПР «Компас 3D» была разработана оправка для формообразования колоректальных стентов (рисунок 1).

Рисунок 1 – 3D-модель оправки для плетения стентов – а и вид оправки - б

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].

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 (рисунок 1);
- для придания чашеобразной или иной формы окончаниям стента (рисунок 2)

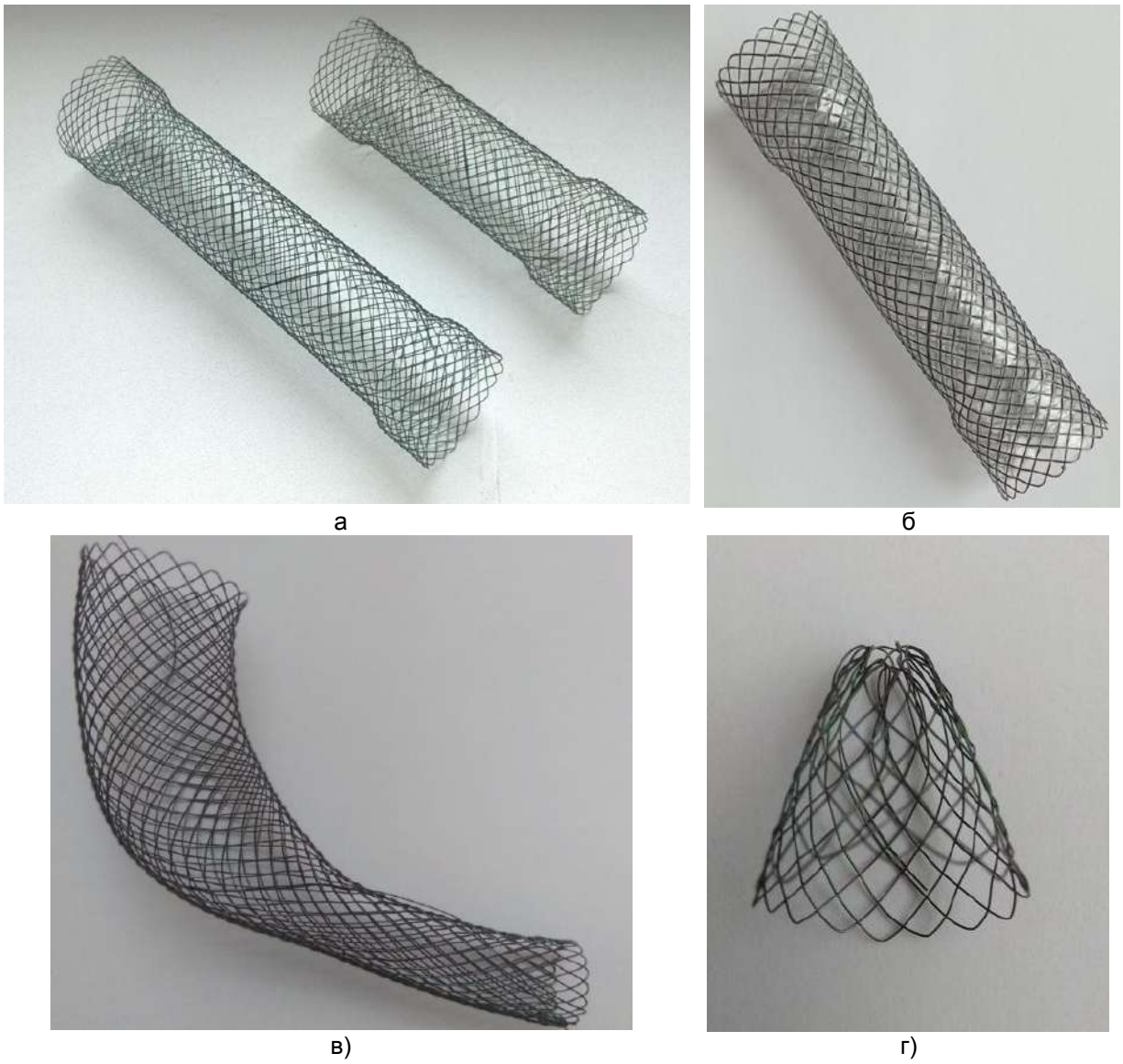
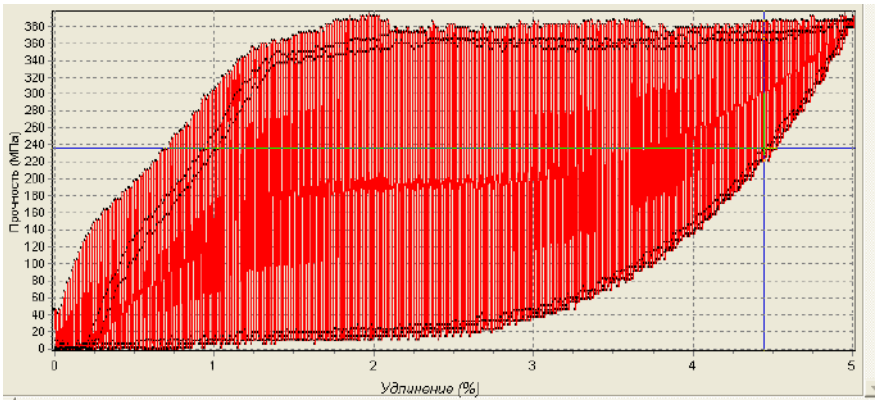
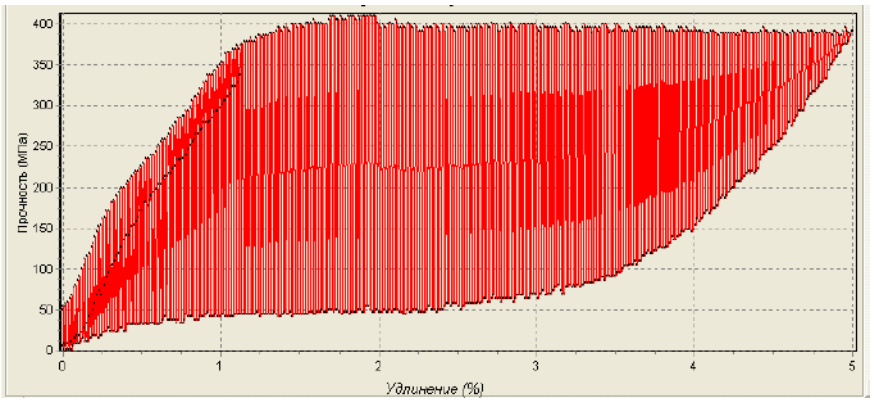
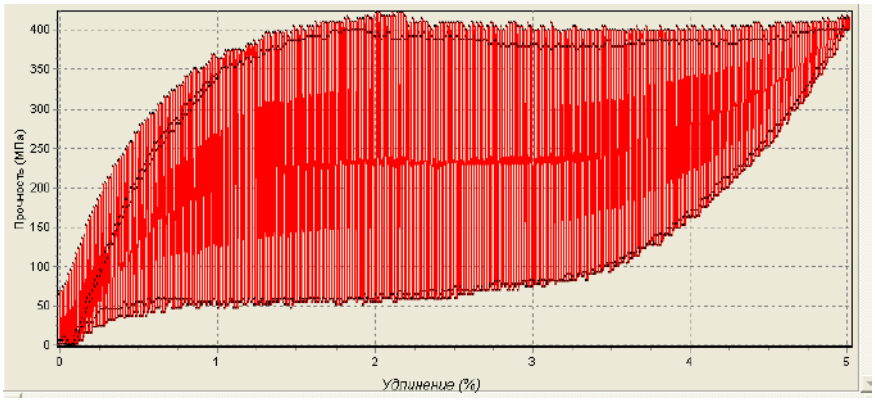
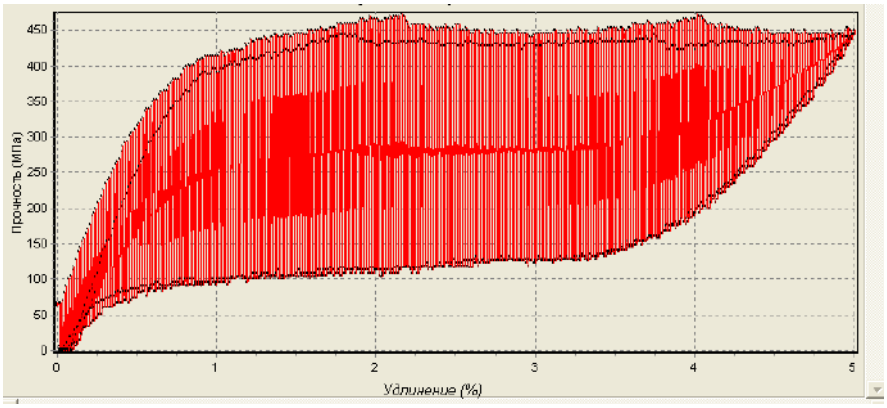
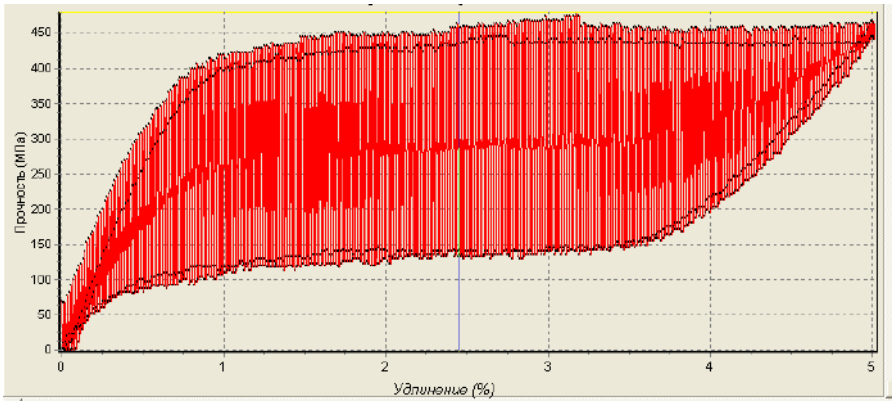
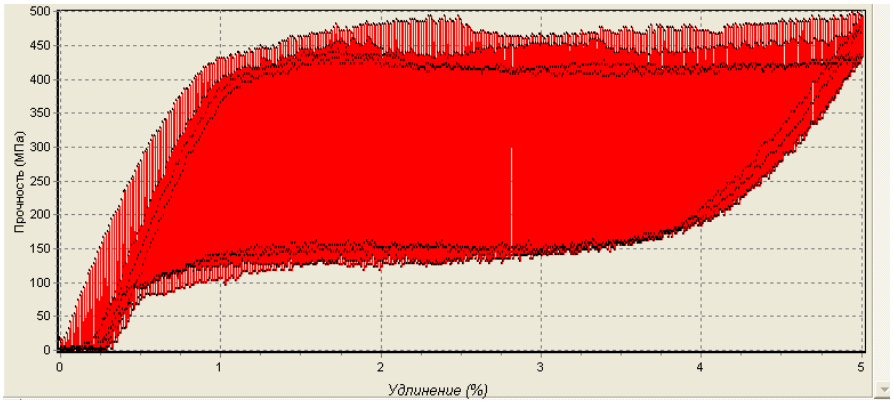



Рисунок 2 – Вид TiNi стентов ИТА НАН Беларуси: колоректальный без покрытия – а; с полимерным покрытием – б; трахеобранхиальный J-образный стент – в; инструмент для лечения экстрасфинктерных параректальных свищей прямой кишки – г

Термообработка играет ключевую роль в технологии изготовления стентов – обеспечивает задание формы и требуемых упруго-силовых характеристик, поэтому были проведены исследования по влиянию различных режимов термообработки проволоки TiNi (d=0,26 мм) на ее механические свойства при комнатной (~20 °С) температуре. Испытания проводили с помощью универсальной испытательной машины ИП 5158-5, деформационные кривые фиксировались в циклическом режиме «нагружение-разгрузка» в пределах деформации 5 % (табл. 1).

Таблица 1 - Деформационные кривые проволоки после различных режимов термообработки (ТО) в течении 20 минут.

| № | Режим ТО | Деформационные кривые |
|---|---|---|
| 1 | 500°С |  |
| 2 | 510°С |  |
| 3 | 520°С |  |
| 4 | 530°С |  |

| | | |
|---|---|---|
| 5 | 540°C |  |
| 6 | 550°C |  |

Исходя из полученных результатов выбран наиболее подходящий режим термообработки – отжиг при 530 °C в течение 20 минут, с последующим охлаждением на воздухе.

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].

В качестве доставки колоректального стента (рисунок 3) использовали колоноскоп.

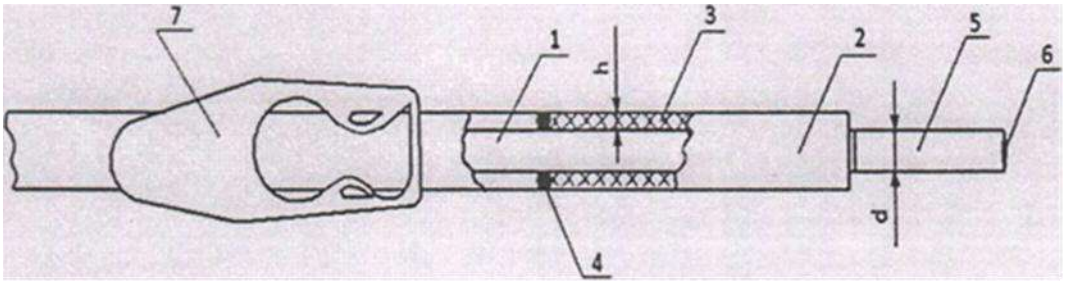



Рисунок 3 – Устройство доставки стента.

Заправка стента и его установка осуществляется следующим образом. Стопорное кольцо 4 крепится на гибкой части колоноскопа 1 с возможностью перемещения вдоль нее в зависимости от длины стента 3 таким образом, чтобы при заправке стента 3 он не выходил за пределы управляемой части колоноскопа 5. Затем на гибкую часть колоноскопа 1 и стопорное кольцо 4 натягивается полимерная трубка 2 с внутренним диаметром D≥d + 2h, где d - внешний диаметр гибкой части

колоноскопа 1, h - толщина стенки колоректального стента 3, так, чтобы управляемая часть колоноскопа 5 была свободна. Далее стент 3 заправляется в полимерную трубку 2 таким образом, чтобы гибкая часть колоноскопа 1 находилась внутри стента 3 и тем самым являлась направляющей. В процессе введения устройства внутрь человеческого тела и продвижения колоноскопа к необходимому участку полимерная трубка 2 удерживает стент 3, данная процедура контролируется при помощи видеокамеры, расположенной на дистальном конце колоноскопа 6. Тем самым обеспечивается точность установки колоректального стента. В момент непосредственного нахождения стента 3 в области стеноза путем перемещения полимерной трубки 2 в направлении ручки колоноскопа, осуществляется его поэтапное высвобождение из полимерной трубки 2 и полное раскрытие. Правильность установки стента 3 контролируется с помощью видеокамеры 6. Зажим 7 позволяет фиксировать до момента высвобождения стента 3 все составляющие устройства доставки.

Совместно с сотрудниками медицинских учреждений Беларуси разработаны медицинские изделия из TiNi сплава: хирургический инструмент для лечения экстрасфинктерных параректальных свищей прямой кишки (рисунок 2, г) [3, 4].

Разработанные в ИТА НАН Беларуси TiNi стенты прошли клинические испытания в Республике Беларусь. На них получены технические условия и рекомендованы к практическому использованию.

1. Стент: пат. 2089131 Росс. Федерация, A61F2/06, A61F2/01/ 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.Ганн, 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.

# РАЗРАБОТКА КОНСТРУКЦИИ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГИГРОСКОПИЧНОГО РАСШИРИТЕЛЯ ЦЕРВИКАЛЬНОГО

**Дородейко В.Г., Лесота А.В., Ахтанин О.Н., Журавлев А.Ю.**
*ЗАО «Медицинское предприятие Симург», Витебск, Республика Беларусь*

Эффективность родовой деятельности зависит от степени готовности организма женщины к родам. Одним из объективных критериев состояния готовности организма женщины к родам и одним из важных прогностических факторов успешности родового акта является «зрелость» шейки матки. Абсолютным большинством исследователей убедительно показано, что спонтанная или индуцированная родовая деятельность при незрелой шейке матки связана с повышенной частотой различных осложнений со стороны матери и плода. В связи с этим большое число исследований посвящено преиндукционной подготовке шейки матки к родам различными методами [1, 2]. В настоящее время для подготовки шейки матки к родам наиболее часто используются препараты простагландинов в виде интрацервикальных и вагинальных гелей, свечей или таблетированных форм. Несмотря на высокую эффективность применение простагландинов в ряде клинических ситуаций не является оптимальным из-за потенциально неблагоприятных системных эффектов. В связи с этим актуальным является поиск методов преиндукции родов (дородового созревания шейки матки), которые были бы лишены системных эффектов.

Одним из перспективных направлений является использование механических методов преиндукционного созревания шейки матки. Для этих целей широко использовались баллонные катетеры различных конструкций и палочки из натуральной водоросли Laminaria digitata. Использование палочек ламинарии не нашло широкого применения в мировой акушерской практике из-за частой фрагментации палочки в цервикальном канале и связанными с этим затруднениями при ее извлечении. Кроме того, ухудшение экологической обстановки и изменения климата оказывают негативное влияние на качество природного сырья. Баллонные катетеры, хотя и доказали свою эффективность, однако также не нашли широкого применения в связи трудностями создания плавного регулируемого режима расширения цервикального канала, что повышает травмоопасность и болевые ощущения, и как следствие более низкую степень удовлетворенности пациенток по сравнению с другими механическими методами расширения шейки матки перед родами.

Известны цервикальные расширители, выполненные из высушенных и обработанных черешков бурых морских водорослей (ламинарий). Например, цервикальный расширитель, содержащий элемент, выполненный из черешков водорослей *laminaria japonica* [3]. Расширение цервикального канала, обусловленное способностью черешков водоросли к осмодилатации, происходит в плавном щадящем режиме, однако палочки, изготавливаемые из натурального сырья, обладают рядом недостатков. Высушенные черешки ламинарии имеют нерегулярную форму, в результате чего требуется их механическая обработка. Интенсивность разбухания палочки определяется в основном природными свойствами водоросли, скорость набухания невысока, следовательно, для достижения требуемой степени расширения требуется значительное время пребывания палочек в цервикальном канале, которое в некоторых случаях может достигать значений от 12 до 24 часов. Стержень цервикального расширителя [4], с целью повышения интенсивности разбухания снабжен продольными винтовыми канавками, увеличивающими площадь контакта влаги с поверхностью черешка ламинарии. Еще одним недостатком является существенное снижение механической прочности черешка ламинарии в конце цикла набухания, что может привести к его разделению на фрагменты. Учитывая, что палочки изготавливают из природного сырья, важным фактором является необходимость их тщательной стерилизации.

Более эффективными и безопасными расширителями являются устройства, выполненные с применением физически сшитых акриловых гидрогелей на основе многоблочных сополимеров [5]. Полученные экструзией гидрогелевые стержни растягиваются и высушиваются под нагрузкой, далее из них изготавливают цервикальные расширители. При помещении во влажную среду дегидратированные стержни эффективно увеличиваются в объеме как за счет осмоса, так и за счет гидратирования с образованием гидрогеля, вплоть до 98%-го содержания влаги по массе.

Dilapan-S (MEDICEM International GmbH, Швейцария) представляет собой осмотический гигроскопичный расширитель, изготавливаемый из гидрогеля, который увеличивается в объеме при поглощении жидкости, постепенно расширяя шейку матки. Через 2-6 часов стержень диаметром 3 мм расширяется до 8,3-10 мм, а стержень диаметром 4 мм – до 10-12,5 мм. Таким образом Dilapan-S является синтетическим аналогом натурального осмотического расширителя. В отличии от натуральных палочек ламинарии синтетический расширитель обладает лучшими механическими свойствами и более предпочтителен с точки зрения инфекционной безопасности.

В исследовании Rath W и соавт. [6] была продемонстрирована высокая эффективность и безопасность данного устройства Частота вагинальных родов, связанных с применением Dilapan-S, колеблется от 61,6 до 81,7%. Было показано, что Dilapan-S столь же эффективен, как баллонный катетер, а также вагинальное введение PGE2 в дозе 10 мг и мизопростол, применяемый перорально (25 мкг каждые 2 часа). Незначительные осложнения (например, вагинальное кровотечение), связанные с использованием Dilapan-S, составляли <2%, а материнская инфекционная заболеваемость не была выше по сравнению с применением баллонных катетеров и вагинального введения ПГЕ 2 или мизопростола. Недавнее рандомизированное контролируемое исследование в Великобритании с участием 674 женщин (исследование SOLVE, NCT03001661), в котором сравнивали Dilapan-S и динопростон гель, продемонстрировало, что оба метода имеют одинаковую эффективность с точки зрения вагинальных родов с более высоким уровнем успеха в созревании шейки матки с Dilapan-S [7]. В проспективном сравнительном исследовании Baev O. R. и соавт. [8] были оценены исходы родов у 127 женщин, из которых 58 прошли курс созревания шейки матки с помощью Dilapan-S (12-часовое воздействие, контрольная группа) и 69 с Dilapan-S с одновременным предварительным лечением 200 мг перорального мифепристона (основная группа), за 8 ч до введения Dilapan-S. Частота вагинальных родов в контрольной группе и основной группе составила 60,3 и 76,8% ( $p = 0,045$) соответственно; интервал от индукции до родов составил 22,74 ± 3,01 часа и 19 890 ± 2,42 часа ( $p < 0,001$) соответственно; а число родов в течение 24 ч составило 43,1 и 73,9% ( $p < 0,001$) соответственно. Не было различий в частоте неудачной индукции родов (6,9 против 8,7%, $p = 0,939$). Оценка зрелости шейки матки по шкале Бишопа значительно улучшилась после комбинированного лечения по сравнению с монотерапией Dilapan-S (контрольная группа - 3,10 ± 0,58 баллов, основная - 4,03 ± 1,35 баллов, $p <0,001$). Более того, в основной группе роды начались раньше и протекали быстрее при меньшем дополнительном использовании окситоцина. Различий в частоте оперативных родов и перинатальных исходах не было. Негативных побочных эффектов ни мифепристона, ни Dilapan-S не наблюдалось. Сочетанное использование фармакологического и механического воздействия на шейку матки является перспективным поскольку позволяет снизить риски медикаментозного влияния на организм матери и плода при снижении дозы препарата. В исследовании Walker KF и соавт. [9] оценены экономические аспекты использования механических (Dilapan-S) и фармакологических (динопростон гель (Propess)) методов. Построенная экономическая модель показала преимущество Dilapan-S. В обзорных исследованиях 2007 года [10] и 2014 года [11] анализируется опыт применение трех различных видов цервикальных расширителей, получивших на тот момент наиболее широкое распространение в США: Dilapan-S, Lamicel (синтетический гидрогелевый расширитель

на основе поливинилового спирта, производства Medtronic Xomed, Inc., США) и палочки ламинарии. При использовании палочек ламинарии, изготавливаемых их обезвоженных морских водорослей, для достижения максимального эффекта требуется до 12-24 часов. Синтетические расширители Dilapan-S и Lamicel позволяют достичь максимального эффекта в течение 6 часов и 4 часов, при этом утверждается, что Dilapan-S обеспечивает большее расширение, что позволяет использовать меньшее количество расширителей. Использование синтетических расширителей предпочтительнее для однодневных процедур. По результатам исследований авторы не признают ни один из трех расширителей безусловно лучшим, поэтому в каждом случае при выборе расширителя рекомендуется клиническая оценка.

Важнейшим условием эффективной работы гидрогелевых расширителей является обеспечение анизотропного изменения линейных размеров гидрогелевого стержня при гидратировании, а именно, в обеспечении расширении стержня преимущественно в радиальном направлении.

Действительно, в случае изотропного (одинакового по всем направлениям) расширения стержня в ходе гидратирования он, во-первых, не сможет обеспечить требуемую степень расширения цервикального канала, поскольку увеличение поперечного сечения стержня вероятнее всего будет недостаточным. Во-вторых, при изотропном расширении будет наблюдаться, наоборот, недопустимо большое увеличение осевого размера стержня (его длины) по сравнению с длиной стержня в дегидратированном состоянии. Таким образом, расширитель не сможет выполнять своей непосредственной функции, кроме того, в гидратированном состоянии стержень будет иметь большую длину, неприемлемую с точки зрения анатомии цервикального канала.

Для того, чтобы расширение гидрогелевого стержня при гидратировании было анизотропным, при изготовлении стержней применяют предварительное высушивание стержней под нагрузкой в растянутом состоянии. При этом степень удлинения, заданная в начале стадии сушки, позволяет в определенных пределах управлять соотношением продольных и поперечных размеров стержня в гидратированном состоянии.

Одним из основных аспектов, раскрытого в упомянутом выше документе (5) цервикального расширителя, является эффект анизотропного набухания. В радиальном направлении стержень при гидратировании увеличивает размер в 2-3 раза, однако осевое расширение намного меньше и может даже достигать отрицательных значений (т.е. стержень укорачивается). Например, дегидратированный стержень диаметром 3,9 мм и длиной 65 мм после гидратирования имеет диаметр 12 мм и длину 55 мм (коэффициенты радиального и осевого расширения составляют соответственно 3,07 и 0,85). Предпочтительным является вариант, при котором осевое изменение длины при гидратировании стержня лежит в пределах от -20% до +10%, т. е. коэффициент осевого расширения может составлять от 0,8 до 1,1.

Соотношение коэффициентов радиального и осевого расширения можно регулировать степенью удлинения (предварительного растяжения) стержня в начале стадии сушки при его изготовлении. В частности, если перед сушкой гидрогелевый стержень растянуть сильнее, то при гидратировании он будет расширяться в осевом направлении слабее или даже, наоборот, сжиматься. Однако, одновременно в обратную сторону будет изменяться и коэффициент радиального расширения, при этом коэффициент объемного расширения стержня останется неизменным.

Зная коэффициент объемного расширения стержня, который определяется главным образом составом и режимами изготовления гидрогеля, можно подобрать такое аксиально-напряженное состояние (предварительное растяжение) стержня перед сушкой, которое обеспечит необходимую величину радиального расширения (на практике эта величина должна составлять не менее 3). Однако, из сказанного выше ясно, что эти же условия однозначно определяют значение коэффициента осевого расширения стержня, величину которого уже становится невозможным назначить по выбору. Таким образом, подбор аксиально-напряженного состояния стержня перед

сушкой в общем случае приводит к тому, что длина стержня до и после гидратирования не остается постоянной. В зависимости от условий, она может увеличиваться или уменьшаться, и только в некотором частном случае может остаться неизменной.

Этот недостаток может вызвать относительное осевое смещение цервикального расширителя от заданного положения, определенного врачом при его установке. В свою очередь, это может привести к снижению эффективности расширения канала, повышает вероятность экспульсии (выпадения) расширителя, а также может способствовать повышению травмоопасности при его использовании.

После анализа конструкции цервикального расширителя Dilapan-S, кроме указанного недостатка, выявлены риски дефрагментации расширителя в процессе его набухания. Это связано с тем, что ручка расширителя изготовлена из твердого пластика и в процессе набухания на границе гидрогель-пластик возникают значительные растягивающие напряжения, приводящие к трещинам, которые распространяются по всей длине расширителя. Дефрагметированные части расширителя необходимо удалить после его извлечения, а это дополнительная врачебная манипуляция.

Анализ технологии изготовления цервикального расширителя Dilapan-S показал необходимость как в обходе действующих патентов, так и по возможности использования в процессе синтеза гидрогеля отечественного сырья.

В связи с вышесказанным разработка отечественного импортозамещающего расширителя из синтетического материала является актуальной задачей.

При разработке технологии изготовления расширителя цервикального гигроскопичного необходимо было решить следующие задачи:

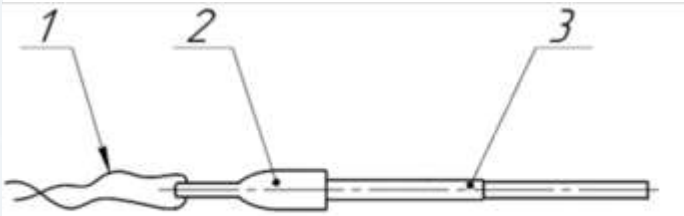
- разработать технологию синтеза полиакрилнитрилового гидрогеля с использованием отечественного сырья;
- разработать технологию формования заготовок расширителя;
- выбрать аксиально-напряженное состояние (предварительное растяжение) сформованных стержней, обеспечивающее необходимую степень радиального расширения;
- разработать технологию сушки и дополнительной обработки сформованных стержней для обеспечения неизменности их длины после гидратирования.

В разработанном технологическом процессе вместо импортного полиакрилнитрилового порошка молекулярной массой 200 000 используется отечественный полиакрилнитрил в виде волокна более низкой молекулярной массы, при этом стоимость отечественного сырья на порядок ниже импортного. Зарубежная технология формования гидрогелевых стержней предполагает экструзию синтезированного раствора, а следовательно, и соответствующего технологического оборудования – экструдера. Разработанная технология позволила избежать приобретения дорогостоящего импортного оборудования, также исключить из состава разработанного гидрогеля осмотически активное соединение. Ручка, разработанного расширителя, изготовлена из медицинского силикона, т.е. она эластична и способна к радиальному расширению, что снижает вероятность появления трещин и последующий дефрагментации изделия. Кроме того, в конструкции ручки, для исключения использования клея при креплении стержня, предусмотрены радиальные отверстия, через которые к материалу стержня расширителя в ручке поступает влага, и таким образом по мере его расширения снижается риск выскальзывания стержня из ручки. В отличие от известного цервикального расширителя Dilapan-S конструкция разработанного расширителя предусматривает наличие на рабочей части как минимум двух участков с различным коэффициентом осевого расширения, при этом один из участков имеет коэффициент осевого расширения меньше единицы (участок стержня при гидратировании укорачивается), а второй – больше единицы (участок стержня при гидратировании удлиняется). Соотношение длин участков выбрано таким образом, чтобы общая длина стрежня после гидратирования оставалась бы неизменной [12]. Наличие двух участков с различным коэффициентом осевого расширения потребовало

разработки дополнительных технологических операций и приспособлений для реализации данной задачи. Усовершенствованная конструкция расширителя цервикального канала защищена патентом BY13260 [13]

В ЗАО «Медицинское предприятие Симург» была разработана конструкция и технология изготовления расширителя цервикального гигроскопичного Dilasim (рисунок 1), который по показателям качества и безопасности не только не уступает, а по некоторым параметрам и превосходит единственный известный зарубежный аналог Dilapan-S. [14]

а)




б)

Рисунок 1 – Расширитель цервикальный гигроскопичный Dilasim до и после гидратирования – а и схема – б: 1 – нить, 2 – ручка, 3 – рабочая часть

На дистальном конце стержня размещена ручка 2 из силикона. К ручке прикреплена нить 1 для контроля за расположением расширителя.

Разработанная конструкция расширителя и технология его изготовления позволила ЗАО «Медицинское предприятие Симург» освоить серийный выпуск расширителей цервикальных гигроскопичных Dilasim.

ИСТОЧНИКИ ИНФОРМАЦИИ

1. de Vaan MD, Ten Eikelder ML, Jozwiak M, Palmer KR, Davies-Tuck M, Bloemenkamp KW, Mol BWJ, Boulvain M. Mechanical methods for induction of labour. Cochrane Database Syst Rev. 2023 Mar 30;3(3):CD001233. doi: 10.1002/14651858.CD001233.pub4. PMID: 36996264; PMCID: PMC10061553.

2. Ten Eikelder ML, Mast K, van der Velden A, Bloemenkamp KW, Mol BW. Induction of Labor Using a Foley Catheter or Misoprostol: A Systematic Review and Meta-analysis. Obstet Gynecol Surv. 2016 Oct;71(10):620-630. doi: 10.1097/OGX.0000000000000361. PMID: 27770132.

3. Пат. US4624258, МКИ A61M29/02. Cervical dilator with captive extraction element / Stubbs G. (US). – Milex Products Inc. (US); Заявл. 11.09.1984; Опубл. 25.11.1986.

4. Пат. BY7884, МКИ A61B17/42. Цервикальный расширитель / Ахтанин О.Н., Дородейко В.Г., Журавлёв А.Ю., Угневенок С.И., Угневенок А.С. (BY) – ЗАО «Медицинское предприятие Симург» (BY); Заявл. 10.06.2011; Опубл. 30.12.2011.

5. Пат. US6232406, МКИ C08F8/12. Hydrogel and method of making / Stoy V.A. (US). – Replication Medical Inc. (US); Заявл. 30.09.1999; Опубл. 15.05.2001.

6. Rath W, Kummer J, Königbauer JT, Hellmeyer L, Stelzl P. Synthetic Osmotic Dilators for Pre-Induction Cervical Ripening - an Evidence-Based Review. Geburtshilfe Frauenheilkd. 2023 Jul 7;83(12):1491-1499. doi: 10.1055/a-2103-8329. PMID: 38046527; PMCID: PMC10689108.

7. Gupta JK, Maher A, Stubbs C, Brocklehurst P, Daniels JP, Hardy P; Synthetic Osmotic Cervical Dilator for Induction of Labor in Comparison to Dinoprostone Vaginal insErt (SOLVE) collaborative group. A randomized trial of synthetic osmotic cervical dilator for induction of labor vs dinoprostone vaginal insert. Am J Obstet Gynecol MFM. 2022 Jul;4(4):100628. doi: 10.1016/j.ajogmf.2022.100628. Epub 2022 Mar 28. Erratum in: Am J Obstet Gynecol MFM. 2022 Nov;4(6):100702. PMID: 35358740.

8. Baev OR, Babich DA, Prikhodko AM, Tysyachniy OV, Sukhikh GT. A comparison between labor induction with only Dilapan-S and a combination of mifepristone and Dilapan-S in nulliparous women: a prospective pilot study. J Matern Fetal Neonatal Med. 2021 Sep;34(17):2832-2837. doi: 10.1080/14767058.2019.1671340. Epub 2019 Oct 1. PMID: 31570028.

9. Walker KF, Zaher S, Torrejon Torres R, Saunders SJ, Saunders R, Gupta JK. Synthetic osmotic dilators (Dilapan-S) or dinoprostone vaginal inserts (Propess) for inpatient induction of labour: A UK cost-consequence model. Eur J Obstet Gynecol Reprod Biol. 2022 Nov;278: 72-76. doi: 10.1016/j.ejogrb.2022.08.018. Epub 2022 Sep 9. PMID: 36116393.

10. Fox MC, Hayes JL. Cervical preparation for second-trimester surgical abortion prior to 20 weeks of gestation. Contraception. 2007 Dec; 76(6):486-95.

11. Fox MC, Krajewski CM Cervical preparation for second-trimester surgical abortion prior to 20 weeks' gestation: SFP Guideline #2013-4. Contraception. 2014 Feb; 89(2):75-84.

12. Пат. BY12812, МКИ A 61M 29/04 A 61P 15/04A 61B 17/42. Расширитель цервикального канала / Лесота А.В., Ахтанин О.Н., Голубев А.Н., Дородейко В.Г., Журавлев А.Ю., Матвеев А.К. (BY) – ЗАО «Медицинское предприятие Симург» (BY); Заявл. 02.07.2021; Опубл. 28.02.2022.

13. Пат. BY13260, МКИ A 61M 29/04 A 61P 15/04A 61B 17/42. Расширитель цервикального канала / Лесота А.В., Ахтанин О.Н., Голубев А.Н., Дородейко В.Г., Журавлев А.Ю., Матвеев А.К. (BY) – ЗАО «Медицинское предприятие Симург» (BY); Заявл. 10.03.2023; Опубл. 30.08.2023.

14. Регистрационное удостоверение № ИМ-7.112016/2211 09.06.2022 – 09.06.2027

# УСТАНОВКА ПОСЛОЙНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ WAAM НАПЛАВКИ

**Рубаник В.В.[1], Луцко В.Ф.[1], Шакуров И.А.[1], Рубаник В.В. мл.[1], Драбо Д.П.[1], Беляев С.П.[2], Реснина Н.Н.[2]**
*[1]ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Республика Беларусь*
*[2]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Российская Федерация*
*ita@vitebsk.by*

Для исследования процесса послойной наплавки методом WAAM с наложением на подложку ультразвуковых колебаний сконструирована и изготовлена лабораторная установка (рисунок 1).

Установка обеспечивает выбор режимов наплавки: скорость подачи проволоки, скорость потока инертного газа, сварочный ток и напряжение, скорость перемещения подложки, амплитуду ультразвуковых колебаний.

Работа установки осуществляется следующим образом. Напряжение питания подается на соленоид пневмораспределительного клапана, который открывает подачу сжатого воздуха в камеру пневмоцилиндра. Поршень пневмоцилиндра под действием сжатого воздуха с помощью штока перемещает по направляющей механизма линейного перемещения каретку и расположенную на ней сварочную горелку. Для независимого управления скоростью прямого и обратного хода штока используются установленные на пневмоцилиндре два устройства регулировки расхода воздуха (пневмодроссели). Такие устройства позволяют значительно уменьшить скорость хода штока. В момент начала движения каретки срабатывает на замыкание первый позиционный выключатель, через контактные пары которого проходит сигнал на перевод ультразвукового генератора в режим генерации электрических колебаний частотой 21,85 кГц. Магнитострикционный преобразователь преобразовывает их в механические колебания той же частоты, а волновод – излучатель передает их на подложку. Одновременно с включением ультразвука подается команда на запуск инверторного сварочного аппарата с устройством подачи проволоки. Процесс наплавки материала проволоки на подложку происходит в среде защитного газа, подающегося в зону наплавки. Наплавка продолжается до момента пока каретка не упрется во второй позиционный выключатель, контактная пара которого разомкнется и выключит генерацию ультразвука и инвертор. После заданного времени затвердевания наплавленного материала и настройки сварочной горелки на повторную наплавку выключается подача напряжения питания на соленоид и пневмораспределительный клапан, вследствие чего, открывается подача сжатого воздуха в правую камеру пневмоцилиндра. Под действием сжатого воздуха поршень пневмоцилиндра посредством штока перемещает каретку механизма линейного перемещения по направляющей и расположенную на ней сварочную горелку в обратном направлении. В этот момент контакты позиционного выключателя замыкаются, производя запуск инвертора с механизмом подачи проволоки и подачу ультразвуковых колебаний на подложку. Процесс наплавки идет до момента пока каретка не займет первоначальное положение, в котором ультразвук и инвертор выключаются. Затем цикл процесса наплавки повторяется.

Рисунок 1 – Вид лабораторной установки послойной наплавки методом WAAM с наложением на подложку ультразвуковых колебаний

Установка используется для получения изделий из сталей или TiNi сплавов методом аддитивной технологии WAAM наплавкой.

***Работа выполнена в рамках совместного проекта СПбНЦ (№23-РБ-09-43) и БРФФИ (№Т24СПбГ-008).***

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

A. Peláiz-Barranco .....400
Gusakova S. .....402
Kulak M.M. .....391
Laletin V.M. .....327
Li Jin .....327
Lomach M. .....402
Lutsko V. .....402
Nabzdorov I.S. .....327
Nikifarava I. .....402
Paizullakhanov M.S. .....391
Poddubnaya N.N. .....327, 391
Razhamatov O.T. .....391
Rubanik V. .....402
Rubanik V. Jr. .....402
Sabirov B.T. .....391
Shakurov I. .....402
Shermatov Zh.Z. .....391
Wenjing Wang .....402
Xu Young .....312
Xuefeng Liu .....402
Yaohua Yang .....402
Zhang Shi-Hong .....312
Абатурова А.А. .....156
Абдрахманова Э.Д. .....394
Абдулкадирова Н.З. .....376, 382
Агафонов Р.Ю. .....106
Агейкин Н.А. .....269
Аксенов Д.А. .....179, 290
Аксенова Т.А. .....373
Акула И.П. .....345
Александрова Е.С. .....168
Александровский Э.К. .....189
Алиев А.М. .....376, 382
Андреев В.А... 26, 95, 124, 125, 145, 146, 250, 252
Аникеев С.Г. .....152, 232
Анисимкин В.И. .....266, 269
Анисимов В.С. .....149
Антанович А.А. .....199
Артюхова Н.В. .....152
Асфандияров Р.Н. .....290
Атанова А.В. .....285
Атрошенко С.А. ..... 92
Ахтанин О.Н. .....410
Ахунова А.Х. .....175
Бабич В.Е. .....149
Баграмов Р.Х. .....215
Базалеева К.О. .....285
Базлов А.И. 218, 251, 252, 253, 286, 287, 289
Баимова Ю.А. .....175, 181, 295
Балыбин Д.В. .....193
Банных И.О. .....172
Барайшук С.М. .....152
Баран Л.В. .....42
Баранникова С.А. .....19
Баранова А.П. .....301
Барахтин Б.К. .....361
Барыкин М.А. ..... 66, 125
Баталова Е.А. .....341
Батдалов А.Б. .....382
Батырев Е.В. ..... 97, 315
Бачурина О.В. .....178
Бащенко Л.П. .....30, 32
Бежик А.А. .....39
Безбородова П.А. .....284
Белов Д.С. .....305
Белов Н.А. .....27
Белослудцева Е.С. ..... 321, 324
Белоцерковский М.А. ..... 57, 112, 256
Беляев С.П. 218, 250, 251, 252, 253, 286, 287, 288, 289, 416
Беляев Ф.С. ..... 224, 275, 302
Беляков А.Н. .....187
Бендик Т.И. .....10
Березнер А.Д. .....193
Березовская С.В. ..... 250, 252, 286
Бетехтин В.И. .....35
Бикбаев Р.М. .....218, 252, 253, 288, 289
Бинков И.И. .....285
Бобрышева А.О. .....66
Боев А.О. .....179
Бойцова М.В. .....193
Большухин М.А. .....161
Бондарева С.А. .....124
Боровский С.В. .....9
Бражкин В.В. .....65
Браиловский В. .....264
Бронникова Ю.И. .....336
Бузник В.М. .....118
Бунин И.Ж. .....243
Бухтаревич С.П. .....405
Варюхин В.Н. .....318
Васюков В.М. ..... 118, 203
Ващенко С.С. .....168
Введенская И.А. .....301
Веремейчик А.И. ..... 165, 169
Винокуров Д.Е. .....321
Винокуров С.А. .....373
Волков А.Е. ..... 224, 275, 302
Волков Г.А. .....307
Володин Т.В. .....32
Волокитин Г.Г. .....131
Волочко А.Т. ..... 368, 379
Восмериков С.В. .....23
Вуколов Е.А. .....275

Вьюненко Ю.Н. .....307
Гавриленко Н.А. .....97, 315
Гамзатов А.Г. .....376, 382
Геттингер М.В. .....103
Гильмутдинов В.Ф. .....341
Глухов М.Ю. ..... 218, 253, 288, 289
Говор Г.А. .....142
Головин Д.Ю. .....118
Голубев Р.А. .....280, 396
Горбаченко Д.Ф. .....302
Горшенков М.В. .....124
Гостевская А.Н. .....5, 32
Грановский А.Ю. .....30
Григорьева Т.Ф. .....23, 338
Грищенко А.О. .....256
Громов В.Е. ..... 5, 6, 7, 8, 9, 30, 32
Грязнов А.С. .....272
Гундеров Д.В. .....289
Гункевич А.А. .....97
Гусаков Г.А. .....42
Гусакова О.В. .....365
Гусев А.Д. .....259
Гусев А.О. .....321, 324
Гусева А.В. .....272
Гусева Т.П. .....5
Давыдов Д.И. .....86
Даниленко В.Н. .....279
Девойно О.Г. .....10, 45
Девяткина Е.Т. .....23
Дежкунов Н.В. .....397
Дежкунов Т.А. .....385
Делендик М.Н. .....137
Демиденко О.Ф. .....142
Демиров Н.А. .....226
Денисенко В.Л. .....405
Денисенко Э.В. .....405
Деркач М.А. .....95, 264
Дмитриевский А.А. .....203
Дмитриенко М.С. .....277
Добаткин С.В. .....17, 21, 69
Долгач Е.Д. ..... 201, 343, 360
Долгих М.Н. .....97, 315
Долженко А.С. .....187
Долженко П.Д. .....69
Дородейко В.Г. .....405, 410
Драбо Д.П. .....416
Дубинский С.М. .....276, 301
Евард М.Е. .....224, 302
Ежов И.В. .....86
Елисеева Е.П. .....106
Емелина Н.Б. .....184, 234
Ереев М.Н. .....161, 162
Ершов Н.А. .....343
Ершова М.И. .....161
Ефимов М.О. .....6
Ефремова Н.Ю. .....203
Ефтифеева А.С. ..... 232, 254
Желтова В.М. .....191
Желтякова И.С. .....51, 54
Желудкевич А.Л. .....142
Жорник В.И. .....23
Журавлев А.Ю. .....410
Жэн Пенчен .....351
Загуляев Д.В. .....156
Задорожный В.С. .....139
Зайков В.А. .....362
Звягина Е.Ю. .....159
Зуев Л.Б. .....14
Иванов А.М. 168, 218, 250, 251, 252, 253
Иванов Ю.Ф. .....7
Иванова А.С. .....305
Идрисова М.А. ..... 139, 292
Исхакова П.В. .....19
Исхакова Э.И. .....298
Кадиров П.О. .....298
Кадомцев А.Г. .....35
Кадушников Р.М. .....324
Казаков А.М. .....196
Казанцева Н.В. .....86
Кайбышев Р.О. .....179
Кальницкая М.В. ..... 250, 252, 286
Камаева Л.В. ..... 336, 341
Каманцев А.П. ..... 283, 377
Камилов К.И. .....382
Кардаполова М.А. .....45
Кардашев Б.К. .....35
Карелин Р.Д. ..... 26, 125, 127, 145
Каримбеков М.А. .....109
Карпухин Д.А. .....376
Кафтаранова М.И. .....152
Кедров В.В. .....373
Киеккужина Л.У. .....279
Кийко В.М. .....51, 54
Киселев А.П. .....373
Киселев А.Ю. .....307
Классен Н.В. .....373
Клауз А.В. .....179
Клопотов А.А. .....131
Ковалева С.А. ..... 23, 208
Ковалько М.С. .....368
Кожевникова Г.В. .....303
Козин А.В. .....161
Коледов В.В. .....376
Колесенко А.В. .....128
Колесенко В.М. .....128
Колесникова А.Л. .....38
Колесов В.В. .....269
Колобов Ю.Р. ..... 216, 219, 221
Колобова Е.Г. .....221
Комаров А.И. .....57, 78

Комаров В.С. ..... 26, 125, 127, 145
Комаров Ф.Ф. ..... 239, 362
Комиссаров А.А. ..... 201, 343, 360
Кондратова О.А. ..... 5, 7, 8
Коновалов С.В. ..... 6, 64, 262
Коновалова К.А. ..... 201
Конопацкий А.С. ..... 264
Константинов С.В. ..... 362
Корбит А.А. ..... 39
Коренков В.В. ..... 121
Коржов В.П. ..... 51, 54
Корзникова Г.Ф. ..... 196
Корзникова Е.А. ..... 196
Королёв А.Ю. ..... 328
Коротеева А.А. ..... 354
Короткевич С.В. ..... 211
Костылева А.Н. ..... 264
Кочанов А.Н. ..... 243
Кочегаров С.С. ..... 191
Красников В.С. ..... 284
Крень А.П. ..... 137
Критченков А.С. ..... 280, 396
Критченков И.С. ..... 280, 396
Критченкова А.Х. ..... 396
Крылова К.А. ..... 181, 295
Крюков Р.Е. ..... 64
Кузнецова И.Е. ..... 266
Кулак М.М. ..... 115, 205, 208, 348, 388
Куприков М.П. ..... 26, 145, 146
Курилёнок А.А. ..... 57, 78, 112
Курлевская И.Д. ..... 254
Кутепов А.Ю. ..... 137
Куц О.А. ..... 103
Лайшева Н.В. ..... 124, 125, 145
Ланцман Г.А. ..... 137
Ларин А.О. ..... 142
Лебедева Н.В. ..... 361
Левин А.А. ..... 35
Лежнев С.Н. ..... 332
Лезин В.Д. ..... 264
Лесота А.В. ..... 410
Ливанова Н.О. ..... 226
Лонин К.А. ..... 162
Луговская А.С. ..... 187
Лукашевич К.Е. ..... 95, 189, 264
Лукьянова Е.А. ..... 17, 21, 69
Луцко В.Ф. ..... 416
Луцко Н.И. ..... 45
Майер А.Е. ..... 284
Макаренко И.В. ..... 242
Макаренко Л.В. ..... 242
Максименко В.А. ..... 221
Малашенко В.В. ..... 318
Малушин Н.Н. ..... 5
Манохин С.С. ..... 219, 221
Марданшина Т.М. ..... 104
Маркова Г.В. ..... 259
Маркова Ю.М. ..... 361
Мартиросов М.И. ..... 60
Мартыненко Н.С. ..... 17, 21, 69
Марукович Е.И. ..... 81, 83
Марченков А.Ю. ..... 106, 109
Матюнин В.М. ..... 109
Махнев И.А. ..... 64
Машарипов С.З. ..... 201, 343, 360
Мелкозеров Д.И. ..... 103
Меньшикова С.Г. ..... 65
Метлов Л.С. ..... 307
Мильчанин О.В. ..... 239
Минина Н.А. ..... 172
Минчук В.С. ..... 385
Миньков А.Л. ..... 354
Митюк В.И. ..... 152
Михайловская А.В. ..... 104, 184, 234
Михалев А.В. ..... 159
Михно А.Р. ..... 64
Мозжаров С.Е. ..... 205, 357
Морозов Е.В. ..... 283, 376, 377
Мочуговский А.Г. ..... 234
Мурадян А.А. ..... 95
Мурзаев Р.М. ..... 178
Мурзаев Р.Т. ..... 139, 235, 236, 292, 295
Мурзинова М.А. ..... 70, 139
Мусабиров И.И. ..... 376
Мухаметгалина А.А. ..... 70, 139
Назаров А.А. ..... 292
Назаров А.А. ..... 70, 139, 290
Найзабеков А.Б. ..... 332
Нарыкова М.В. ..... 35
Наумова Е.А. ..... 66, 125, 126, 285
Невский С.А. ..... 30, 32
Неласов И.В. ..... 219, 221
Нерода М.В. ..... 165
Никифоров А.В. ..... 137
Никифорова И.В. ..... 400
Никоненко Е.Л. ..... 8
Овчинников А.Е. ..... 345, 379
Овчинников Е.В. ..... 338, 345, 379
Овчинников П.Н. ..... 203
Оковитый В.А. ..... 10
Оковитый В.В. ..... 10
Олешко В.С. ..... 222
Онысько С.Р. ..... 169
Орда Д.В. ..... 57, 78
Орлов А.Д. ..... 373
Орлов В.Е. ..... 251, 253
Орловский Ю.Н. ..... 405
Остриков В.О. ..... 134
Остриков О.М. ..... 134
Панов В.А. ..... 161

Пантелеенко Ф.И. 10, 351, 354
Пантюхова О.Д. 103
Панченко Е.Ю. 232, 254, 277
Панченко И.А. 6, 64
Панькина А.А. 106, 109
Парницкий А.М. 90
Пархимович Н.Ю. 279
Пас Эстевес Э.А. 315
Патрушев В.Л. 162
Пенкин А.Г. 172
Перегудов О.А. 32
Пермякова Д.В. 246
Петков В.П. 54
Пивоварова К.Г. 87
Пилецкая Л.И. 45
Пилюгин В.П. 103
Платов С.И. 159
Платонов А.А. 168
Плотников В.А. 272
Плужникова Т.Н. 193
Поддубная Н.Н. 388
Покидов А.П. 373
Покровский А.И. 312
Поленок М.В. 394
Полякова П.В. 235
Поникарова И.В. 218, 252, 253, 286, 287
Понкратова Ю.Ю. 285
Попова Н.А. 8
Попок Н.Н. 149
Портянко С.А. 149
Порфирьев М.А. 8
Прокошкин С.Д. 95, 127, 189, 264, 276, 301
Просвирнин Д.В. 21
Просвиряков А.С. 184, 234
Пузырев М.В. 239
Рааб А.Г. 69
Разливалова С.С. 118
Ребров Т.В. 250, 252, 275, 286
Реснина Н.Н. 218, 250, 251, 252, 253, 286, 287, 288, 289, 416
Римский Г.С. 142
Рогачев С.О. 124, 125, 126, 146
Роговая И.С. 239
Родаев В.В. 118
Романов А.Е. 38
Романов Д.А. 63
Романовский Г.Ю. 229
Романцев Б.А. 26, 146
Рубаник В.В. 208, 280, 288, 332, 365, 396, 400, 405, 416
Рубаник В.В. мл. 280, 288, 396, 400, 405, 416
Рудович А.О. 303
Русецкий Г.А. 128
Рыбальченко О.В. 17, 21, 69
Рыльцев Р.Е. 341
Сабиров Б.Т. 348, 388
Савчина-Имбро Н.И. 97
Савчук Д.В. 162
Сазонов М.И. 169
Самодуров А.А. 118, 121
Самолетов В.Г. 208, 348
Саркисян А.А. 48
Саркисян С.О. 48
Сарычев В.Д. 30
Сафина Л.Р. 181, 295
Свиридов Г.Б. 106, 109
Седов И.В. 221
Селютина Н.С. 335
Семенкова Д.И. 396
Семенов Д.С. 376
Семин А.П. 9, 63
Серебрякова А.А. 156
Сибирев А.В. 218, 253
Сивкова Т.А. 324
Ситдиков В.Д. 394
Скрипаленко М.М. 26, 146
Смирнов В.И. 92
Соколова Т.А. 60
Соловьев С.А. 162
Соловьева Ю.В. 103, 131
Сомина С.В. 324
Сосновский И.А. 57, 78, 112
Старенченко В.А. 103, 131
Стародубова М.С. 224, 250, 252, 286
Стеценко А.В. 81
Стеценко В.Ю. 81, 83
Страхов О.В. 276, 301
Суриков Н.Ю. 254, 277
Сыропятова О.С. 324
Тагильцев А.И. 232
Тагирова В.М. 87
Таран И.И. 256
Творогов А.И. 264
Темралиева Д.Р. 17, 21, 69
Тен Д.В. 124
Теплов А.О. 172
Теплякова Т.О. 264
Тимофеева Е.Е. 254, 277
Тихон Е.М. 149
Томило В.А. 328
Тохметова А.Б. 254
Трофимова М.Е. 218, 253, 287
Тувалев И.И. 236
Тураева З.С. 104
Турсунов Н.К. 137
Тюрин А.И. 118, 121, 243
Тюрин В.А. 121
Ужекина А.Н. 405

Улитёнок А.О. .....73, 76
Федоров В.А. .....191, 193
Федорович Д.С. .....368
Федосеева А.Э. .....179
Федотов Д.Ю. .....193
Филатов С.А. .....97, 315
Филатова О.С. .....97, 315
Филиппов Г.А. .....226, 229
Филяков А.Д. ..... 63
Фролов В.К. .....365, 400
Хамчуков Ю.Д. .....357
Хафизова Э.Д. .....394
Хвисевич В.М. .....169
Хеук М.В. .....169
Хина Б.Б. .....115, 312
Хмелевская И.Ю. .....127
Ховайло В.В. .....305, 331
Ходоренко В.Н. .....152
Холодарь Б.Г. .....165, 169
Хомченко А.В. ..... 60
Христов А.В. .....100
Царенко Ю.В. .....332
Цветкова Н.О. .....109
Цебрук И.С. .....373
Циок Е.Н. .....336
Цыденов К.А. ..... 27
Чапайкин А.С. ..... 7
Чевская О.Н. .....229
Чекан Н.М. .....345
Червинский Д.А. .....100
Черкасов В.В. .....127
Чижов И.В. .....362
Чумачков И.И. .....262
Чумляков Ю.И. .....232, 254, 277
Чуракова А.А. .....298
Шавров В.Г. .....376
Шакуров И.А. .....416
Шамова И.К. .....305
Шамсутдинова Е.С. .....266
Шамхалова А.А. .....124
Шаронов Г.В. .....42
Шаяхметова Э.Р. ..... 70, 139
Шебалкова Н.Е. ..... 208, 348
Шебеко В.П. .....385
Шевелев М.М. .....159
Шелест А.Е. .....124
Шелест В.В. .....100
Шепелевич В.Г .....365
Шереметьев В.А. ..... 95, 189, 264
Шерматов Ж.З. .....388
Шибков Е.А. .....191
Шилин А.Д. .....400
Шишкунова М.А. .....290
Шишулин Д.Н. .....162
Штерн М.Ю. .....305
Штерн Ю. И. .....305
Шустер Е.В. .....26
Шут В.Н. ..... 205, 357
Щекин Д.В. .....161
Щелкачев Н.М. ..... 336, 341
Щербакова К.А. .....331
Щетинин И.В. .....276
Щукин В.Я. .....303
Эйсымонт Е.И. .....338
Эстевес Пас Аделина Эльза .....97
Юнак М.А. .....121
Юринок Е.А. .....97
Юсупов В.С. ..... 17, 21, 145, 146
Ющук В.В. ..... 201, 343, 360
Яковлев А.В. .....193
Яковцева О.А. ..... 104, 234
Якубовская С.В. .....39
Янушоните Э.И. ..... 232, 254
Ярмак М.А. .....169

## СОДЕРЖАНИЕ

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВКИ НОВОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р2М9
**Гусева Т.П., Громов В.Е., Гостевская А.Н., Кондратова О.А., Малушин Н.Н.**..... 5

РОЛЬ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNiMn
**Ефимов М.О., Громов В.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А.** ..... 6

АНАЛИЗ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ КОНТАКТА БЫСТРОРЕЖУЩАЯ СТАЛЬ Р18 (НАПЛАВКА) – СТАЛЬ 30ХГСА (ПОДЛОЖКА)
**Чапайкин А.С., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кондратова О.А.**..... 7

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ
**Попова Н.А., Громов В.Е., Порфирьев М.А., Кондратова О.А., Никоненко Е.Л.**..... 8

ВОЗМОЖНОСТЬ СОЗДАНИЯ И ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ
**Семин А.П., Боровский С.В., Громов В.Е.**..... 9

МОДИФИЦИРОВАННЫЕ ПОТОКАМИ КОМПРЕССИОННОЙ ПЛАЗМЫ МНОГОСЛОЙНЫЕ ПОКРЫТИЯ
**Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Бендик Т.И., Оковитый В.В.** ..... 10

ПРИНЦИПЫ АВТОВОЛНОВОЙ ФИЗИКИ ПЛАСТИЧНОСТИ
**Зуев Л.Б.** ..... 14

ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧИСТОГО Zn И СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Dy
**Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Рыбальченко О.В., Лукьянова Е.А., Юсупов В.С., Добаткин С.В.**..... 17

ИЗМЕНЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ПОПЕРЕЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ
**Баранникова С.А., Исхакова П.В.**..... 19

МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn, УПРОЧНЕННОГО РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ
**Мартыненко Н.С., Лукьянова Е.А., Темралиева Д.Р., Рыбальченко О.В., Просвирнин Д.В., Юсупов В.С., Добаткин С.В.** ..... 21

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ПОРОШКОВ КАРБИДА ГАФНИЯ И ИХ СПЕКАНИЯ
**Ковалева С.А., Жорник В.И., Григорьева Т.Ф., Девяткина Е.Т., Восмериков С.В.** .. 23

ОПЫТНАЯ ВИНТОВАЯ РАСКАТКА ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА
**Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Куприков М.П., Скрипаленко М.М. Романцев Б.А., Шустер Е.В.**..... 26

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ВТОРИЧНОГО СПЛАВА Al–2%Cu–1,5%Mn (Fe, Si, Mg, Zn, Zr)
**Белов Н.А., Цыденов К.А.** ..... 27

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУР В МАТЕРИАЛАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ
**Невский С.А., Бащенко Л.П., Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Громов В.Е.**..... 30

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ НАПЛАВКЕ
**Невский С.А., Бащенко Л.П., Громов В.Е., Перегудов О.А., Гостевская А.Н., Володин Т.В.** ..... 32

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ ПРОВОДОВ ВОЗДУШНЫХ ЛИНИЙ ЭЛЕКТРОПЕРЕДАЧ А50
**Нарыкова М.В., Кардашев Б.К., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Левин А.А.** ..... 35

ДИСКЛИНАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ
**Романов А.Е., Колесникова А.Л.** ..... 38

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА МАГНИТНО-АБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТЕЙ ИЗНАШИВАНИЯ АЛМАЗОАБРАЗИВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
**Якубовская С.В., Корбит А.А., Бежик А.А.** ..... 39

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНОГО СОСТАВА НА КАЧЕСТВО ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СИНТЕТИЧЕСКОГО АЛМАЗА
**Гусаков Г.А., Шаронов Г.В., Баран Л.В.** ..... 42

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ЕДИНИЧНЫХ ВАЛИКОВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ
**Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Пилецкая Л.И.** ..... 45

УСТОЙЧИВОСТЬ ПЛОСКОЙ ФОРМЫ ЛИСТА ГРАФЕНА ПО МОМЕНТО-МЕМБРАННОЙ ТЕОРИИ УПРУГИХ ПЛАСТИН
**Саркисян А.А., Саркисян С.О.** ..... 48

ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ Nb- И Mo-КОМПОЗИТОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ И ЖАРОСТОЙКИМИ (Cr–C)-ПОКРЫТИЯМИ ПОВЕРХНОСТИ
**Коржов В.П., Кийко В.М., Желтякова И.С.** ..... 51

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЯ НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ Nb- И Mo-КОМПОЗИТОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ И (Cr–C)-ПОКРЫТИЯМИ
**Петков В.П., Коржов В.П., Кийко В.М., Желтякова И.С.** ..... 54

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЫБОРА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
**Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А., Сосновский И.А.,Комаров А.И., Орда Д.В.** ..... 57

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УДАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ГРАДА С ПЛАСТИНОЙ ИЗ ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
**Соколова Т.А., Мартиросов М.И., Хомченко А.В.** ..... 60

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ПОКРЫТИЙ W–Mo–Cu–Ni–Ag, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ
**Романов Д.А., Семин А.П., Филяков А.Д.** ..... 63

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЮРОМЕТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ СИСТЕМЫ Al-Co-Cr-Fe-Mn
**Крюков Р.Е., Михно А.Р., Панченко И.А., Коновалов С.В., Махнев И.А.** ..... 64

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СПЛАВАХ Al-ПМ-РЗМ ПРИ БЫСТРОМ ОХЛАЖДЕНИИ ИХ РАСПЛАВОВ
**Меньшикова С.Г., Бражкин В.В.** ..... 65

ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ СИСТЕМ Al-Ca-Mn-Ni (Ce) С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА И КРЕМНИЯ
**Наумова Е.А., Барыкин М.А., Бобрышева А.О.** ..... 66

МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ Fe-Mn-Si СПЛАВОВ ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ
**Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Мартыненко Н.С., Лукьянова Е.А., Долженко П.Д., Рааб А.Г., Добаткин С.В.** ..... 69

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ ЛИСТОВ РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ
**Шаяхметова Э.Р., Мурзинова М.А., Мухаметгалина А.А., Назаров А.А.** ..... 70

ОБ ОТСУТСТВИИ ИЗМЕНЕНИЙ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ И ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЕТОК ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ПРИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОМ ЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ
**Улитёнок А.О.** ..... 73

ОБ ОТСУТСТВИИ ВЛИЯНИЯ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СЕРОГО ЧУГУНА
**Улитёнок А.О.** ..... 76

СТРУКТУРА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ZnAl30, ЛЕГИРОВАННЫХ Sn и Cu
**Орда Д.В., Комаров А.И., Сосновский И.А., Курилёнок А.А.** ..... 78

НАСЛЕДСТВЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ЗАГОТОВОК
**Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В.** ..... 81

О НЕЭФФЕКТИВНОСТИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ЗВУКОВОГО УПРОЧНЕНИЯ (АДУ) ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ
**Марукович Е.И., Стеценко В.Ю.** ..... 83

СТРУКТУРА И ПРОЦЕСС ДЕФОРМАЦИИ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ
**Казанцева Н.В., Ежов И.В., Давыдов Д.И.** ..... 86

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ КРЕПЕЖНЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ
**Пивоварова К.Г., Тагирова В.М.** ..... 87

ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО АЛМАЗНОГО МИКРОПОРОШКА
**Парницкий А.М.** ..... 90

ОЦЕНКА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ УПРУГОЙ ПОЛОСЫ С ЦЕНТРАЛЬНОЙ ПОПЕРЕЧНОЙ ТРЕЩИНОЙ
**Смирнов В.И., Атрошенко С.А.** ..... 92

ВЛИЯНИЕ ВОЛОЧЕНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ В СХЕМЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-Zr-Nb (ат.%) МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ
**Мурадян А.А., Шереметьев В.А., Лукашевич К.Е., Деркач М.А., Андреев В.А., Прокошкин С.Д.** ..... 95

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ТРЕХМЕРНЫХ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ТКАНЕИНЖЕНЕРНЫХ КАРКАСОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЛАКТИДА
**Филатов С.А., Долгих М.Н., Эстевес Пас Аделина Эльза, Филатова О.С., Гавриленко Н.А., Батырев Е.В., Юринок Е.А., Гункевич А.А., Савчина-Имбро Н.И.** ..... 97

НЕКОТОРЫЕ СПЕЦИФИЧЕСКИЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕТЕРМИНАНТА УСТОЙЧИВОСТИ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ЧЕРЕЗ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ И КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ КОЭФФИЦИЕНТЫ
**Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В.** ..... 100

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИСХОДНО МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ
**Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Пилюгин В.П., Мелкозеров Д.И., Пантюхова О.Д., Куц О.А., Геттингер М.В.** ..... 103

АНАЛИЗ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg С МАЛОЙ ДОБАВКОЙ Zn/Cu
**Марданшина Т.М., Яковцева О.А., Тураева З.С., Михайловская А.В.** ..... 104

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДОСТИ И ПРОЧНОСТИ СТАЛИ 15Х2НМФАА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ
**Марченков А.Ю., Свиридов Г.Б., Панькина А.А., Елисеева Е.П., Агафонов Р.Ю.** . 106

ОЦЕНКА ХЛАДНОЛОМКОСТИ И СИНЕЛОМКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ КИНЕТИЧЕСКИМ ИНДЕНТИРОВАНИЕМ
**Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Каримбеков М.А., Панькина А.А., Свиридов Г.Б., Цветкова Н.О.** ..... 109

КИНЕТИКА ПРОПЛАВЛЕНИЯ СЛОЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ ЦЕНТРОБЕЖНЫМ ИНДУКЦИОННЫМ МЕТОДОМ
**Сосновский И.А., Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А.** ..... 112

ПРИМЕНЕНИЕ CALPHAD-ПОДХОДА ДЛЯ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА В СИСТЕМЕ Ti-Al
**Хина Б.Б., Кулак М.М.** ..... 115

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛЬДА РАЗЛИЧНОЙ СОЛЕНОСТИ
**Бузник В.М., Родаев В.В., Самодуров А.А., Васюков В.М., Головин Д.Ю., Разливалова С.С., Тюрин А.И.** ..... 118

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЗКОУПРУГИХ СВОЙСТВ И ПЛАСТИЧНОСТИ РАННЕЙ И ПОЗДНЕЙ ДРЕВЕСИНЫ СОСНЫ И ЕЛИ МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО ИЗМЕРЕНИЯ ЖЕСТКОСТИ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ
**Тюрин А.И., Коренков В.В., Самодуров А.А., Тюрин В.А., Юнак М.А.** ..... 121

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛОСЫ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ
**Андреев В.А., Бондарева С.А., Горшенков М.В., Лайшева Н.В., Рогачев С.О., Тен Д.В., Шамхалова А.А., Шелест А.Е.** ..... 124

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-КАЛЬЦИЙ-ЦЕРИЙ
**Андреев В.А., Барыкин М.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Лайшева Н.В., Наумова Е.А., Рогачев С.О.** ..... 125

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА БАЛАНС ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВА Al–4Ca–0.8Mn ДОПОЛНИТЕЛЬНО ЛЕГИРОВАННОГО ЖЕЛЕЗОМ
**Рогачев С.О., Наумова Е.А.** ..... 126

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ ЗАЭКВИАТОМНОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЗУЛЬТАТЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО И СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ
**Черкасов В.В., Комаров В.С., Карелин Р.Д., Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д.** .. 127

СВЕРХИЗЛУЧЕНИЕ В ОПТИЧЕСКИ ПЛОТНЫХ СРЕДАХ С УЧЕТОМ ЭФФЕКТА БЛОХА - ЗИГЕРТА
**Колесенко В.М., Колесенко А.В., Русецкий Г.А.** ..... 128

РАЗРУШЕНИЕ АТОМНОГО ДАЛЬНЕГО ПОРЯДКА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВАХ $Cu_3Pd$ И CuPd СО СВЕРХСТРУКТУРАМИ $L1_2$(M) И B2
**Старенченко В.А., Клопотов А.А., Соловьева Ю.В., Волокитин Г.Г.** ..... 131

ПОСТАНОВКА СТАТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ МЕХАНИЧЕСКИ НАГРУЖЕННОГО ФЕРРОМАГНИТНОГО ПРИЗМАТИЧЕСКОГО КРИСТАЛЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, НАХОДЯЩЕГОСЯ В ЗАДЕЛКЕ, В СЛУЧАЕ ПОЛИСИНТЕТИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ
**Остриков В.О., Остриков О.М.** ..... 134

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ И НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ КОНТРОЛЯ ТВЕРДОСТИ ЧУГУНА
**Крень А.П., Кутепов А.Ю., Никифоров А.В., Ланцман Г.А., Турсунов Н.К., Делендик М.Н.** ..... 137

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ СВАРКА МЕТАЛЛОВ: ОБОРУДОВАНИЕ, ЭКСПЕРИМЕНТ, МОДЕЛИРОВАНИЕ
**Назаров А.А., Мурзинова М.А., Мурзаев Р.Т., Мухаметгалина А.А., Шаяхметова Э.Р., Идрисова М.А., Задорожный В.С.** ..... 139

ИССЛЕДОВАНИЕ УДЕЛЬНОЙ НАМАГНИЧЕННОСТИ КАПСУЛИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКА ЖЕЛЕЗА
**Ларин А.О., Желудкевич А.Л., Говор Г.А., Демиденко О.Ф., Римский Г.С.** ..... 142

ПОЛУЧЕНИЕ ПРУТКОВ И ПОЛОС ИЗ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ TiNiHf С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ГАФНИЯ И НИКЕЛЯ
**Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Куприков М.П., Лайшева Н.В., Юсупов В.С.** ..... 145

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО И ТЕПЛОВОГО СОСТОЯНИЯ В ПРОЦЕССАХ ПРОШИВКИ ЗАГОТОВОК ИЗ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА
**Андреев В.А., Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Юсупов В.С., Рогачев С.О., Куприков М.П.** ..... 146

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ ПРИ РЕЗАНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ АЛМАЗНЫМИ ОТРЕЗНЫМИ КРУГАМИ
**Попок Н.Н., Бабич В.Е., Портянко С.А., Тихон Е.М., Анисимов В.С.** ..... 149

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ
**Аникеев С.Г., Кафтаранова М.И., Артюхова Н.В., Ходоренко В.Н., Барайшук С.М., Митюк В.И.** ..... 152

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТОНКИХ НИТЕЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА
**Артюхова Н.В., Аникеев С.Г., Кафтаранова М.И., Ходоренко В.Н., Митюк В.И.** .... 154

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ДЛЯ ПРИДАНИЯ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ СВОЙСТВ
**Теплякова Т.О., Конопацкий А.С., Прокошкин С.Д.** ..... 155

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА АК10М2Н ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И РАЗРУШЕННОГО В УСЛОВИЯХ РАСТЯЖЕНИЯ
**Абатурова А.А., Загуляев Д.В., Серебрякова А.А.** ..... 156

ОПЫТ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПРОМЫШЛЕННОЙ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ C-CAD (CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION) В УСЛОВИЯХ ОАО "УРАЛЬСКИЙ ТРУБНЫЙ ЗАВОД"
**Платов С.И., Михалев А.В., Шевелев М.М., Звягина Е.Ю.** ..... 159

МЕТОДОЛОГИЯ УПРАВЛЕНИЯ РЕСУРСОМ ОБОРУДОВАНИЯ РУ АСММ
**Большухин М.А., Ереев М.Н., Ершова М.И., Козин А.В., Панов В.А., Щекин Д.В.** .. 161

АНАЛИЗ ПРОЧНОСТИ ОБОРУДОВАНИЯ ЯЭУ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ КОНТРОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЗАГОТОВОК КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
**Ереев М.Н., Лонин К.А., Патрушев В.Л., Савчук Д.В., Соловьев С.А., Шишулин Д.Н.** ..... 162

ПРОГРАММА МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПРИ СКАНИРУЮЩЕЙ ЗАКАЛКЕ ВОЛОКОННЫМ ЛАЗЕРОМ
**Веремейчик А.И., Нерода М.В., Холодарь Б.Г.** ..... 165

ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЯ, ПОДВЕРГНУТОГО ДВУКРАТНОМУ РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ
**Иванов А.М., Ващенко С.С., Платонов А.А., Александрова Е.С.** ..... 168

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПЛАЗМЕННОЙ СТРУИ
**Веремейчик А.И., Оныськo С.Р., Сазонов М.И., Хвисевич В.М., Холодарь Б.Г., Хеук М.В., Ярмак М.А.** ..... 169

АНАЛИЗ СТАДИЙНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП-СТАЛИ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ
**Пенкин А.Г., Банных И.О., Минина Н.А., Теплов А.О.** ..... 172

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР ГРАФЕНА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ
**Ахунова А.Х., Баимова Ю.А.** ..... 175

ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫЕ НЕЛИНЕЙНЫЕ КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ МОДЫ В $Ni_3Al$
**Бачурина О.В., Мурзаев Р.М.** ..... 178

РОЛЬ МЕДИ В МИКРОСТРУКТУРНОМ ДИЗАЙНЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГЕТИКИ
**Федосеева А.Э., Клауз А.В., Боев А.О., Аксенов Д.А., Кайбышев Р.О.** ..... 179

ПРОЧНОСТЬ И НАНОТВЕРДОСТЬ НИКЕЛЯ С КОМПОЗИТНЫМ Ni/ГРАФЕНОВЫМ ПОКРЫТИЕМ
**Крылова К.А., Баимова Ю.А., Сафина Л.Р.** ..... 181

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Mg-Si, МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННОГО АЛЮМИНИДНЫМИ ЧАСТИЦАМИ
**Просвиряков А.С., Емелина Н.Б., Михайловская А.В.** ..... 184

ВЛИЯНИЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ОТПУСКА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ТЕМПФОРМИНГУ
**Долженко А.С., Луговская А.С., Беляков А.Н.** ..... 187

ПРОДОЛЬНАЯ ПРОКАТКА В ТРЕХВАЛКОВОМ КАЛИБРЕ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ: СТРУКТУРА, КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
**Александровский Э.К., Лукашевич К.Е., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д.** ..... 189

ЗАРОЖДЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА ПРИ УДАРНОМ ИНДЕНТИРОВАНИИ
**Федоров В.А., Кочегаров С.С., Желтова В.М., Шибков Е.А.** ..... 191

ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА ЧЕРЕЗ МЕМБРАНУ ИЗ АМОРФНОГО СПЛАВА $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17,8}$ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
**Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В., Березнер А.Д., Бойцова М.В., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю.** ..... 193

ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ МЕДНО-ГРАФЕНОВЫХ КОМПОЗИТОВ С РАЗНОЙ АРХИТЕКТУРОЙ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ
**Казаков А.М., Корзникова Г.Ф., Корзникова Е.А.** ..... 196

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОПИТКИ ГРАФИТА СВИНЦОМ НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТА НА СЖАТИЕ
**Антанович А.А.** ..... 199

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА НОВЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ НА БАЗЕ СТАЛИ 15ХФ
**Ющук В.В., Комиссаров А.А., Долгач Е.Д., Машарипов С.З., Коновалова К.А.** ..... 201

ВЛИЯНИЕ ТЕТРАГОНАЛЬНО-МОНОКЛИННЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ $ZrO_2$
**Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Васюков В.М., Овчинников П.Н.** ..... 203

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ НИКЕЛЯ СОНОЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ ДЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ
**Мозжаров С.Е., Кулак М.М., Шут В.Н.** ..... 205

СИНТЕЗ МНОГОЭЛЕМЕНТНЫХ БОРИДОВ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА
**Кулак М.М., Самолетов В.Г., Рубаник В.В., Ковалева С.А., Шебалкова Н.Е.** ..... 208

ПРИНЦИП НАИМЕНЬШЕГО ДЕЙСТВИЯ И ИНВАРИАНТЫ КИНЕТИКИ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ
**Короткевич С.В.** ..... 211

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ БОР-УГЛЕРОД В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУР
**Баграмов Р.Х.** ..... 215

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ НАНО- И ФЕМТОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ
**Колобов Ю.Р.** ..... 216

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ГАФНИЯ И МЕДИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ СПЛАВА $Ti_{50,2-x}Hf_xNi_{44,8-y}Cu_y$ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ
**Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Поникарова И.В., Бикбаев Р.М., Иванов А.М., Глухов М.Ю., Трофимова М.Е., Базлов А.И.** ..... 218

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫДЕЛЕНИЯ ЧАСТИЦ W-Ta В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ХРОМА
**Неласов И.В., Манохин С.С., Колобов Ю.Р.** ..... 219

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ ФЕХРАЛЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НЕКАТАЛИТИЧЕСКОЙ КОНВЕРСИИ УГЛЕВОДОРОДНЫХ ГАЗОВ
**Манохин С.С., Неласов И.В., Максименко В.А., Колобова Е.Г., Седов И.В., Колобов Ю.Р.** ..... 221

КОРРЕЛЯЦИЯ ЗНАЧЕНИЙ ТВЁРДОСТИ И ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ МАШИН
**Олешко В.С.** ..... 222

ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ ВЫНУЖДАЮЩИХ КОЛЕБАНИЙ НА ДВИЖЕНИЕ КРУТИЛЬНОГО МАЯТНИКА С ЭЛЕМЕНТОМ ИЗ СПФ
**Стародубова М.С., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.** ..... 224

СТРУКТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ
**Демиров Н.А., Ливанова Н.О., Филиппов Г.А.** ..... 226

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
**Романовский Г.Ю., Филиппов Г.А., Чевская О.Н.** ..... 229

ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$
**Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Тагильцев А.И., Аникеев С.Г., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.** ..... 232

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА Al-Mn-Cu-Zr
**Мочуговский А.Г., Яковцева О.А., Просвиряков А.С., Емелина Н.Б., Михайловская А.В.** ..... 234

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДИАМАНА МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ
**Мурзаев Р.Т., Полякова П.В.** ..... 235

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ
**Тувалев И.И., Мурзаев Р.Т.** ..... 236

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОГО НАНЕСЕНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ НА КРЕМНИЕВЫХ СТРУКТУРАХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ДИОКСИДА ОЛОВА
**Комаров Ф.Ф., Пузырев М.В., Мильчанин О.В., Роговая И.С.** ..... 239

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ НАКЛОННЫХ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ ТРЕЩИН ПРИ МНОГО И МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИЯХ С УЧЕТОМ НЕОДНОРОДНОСТИ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА
**Макаренко И.В., Макаренко Л.В.** ..... 242

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД МЕТОДАМИ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ
**Кочанов А.Н., Бунин И.Ж., Тюрин А.И.** ..... 243

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ АГЛОМЕРИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ НИЗКОМОДУЛЬНОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb
**Пермякова Д.В.** ..... 246

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ $Ti_{49-2x}Hf_xZr_xNi_{51-2x}Co_xCu_x$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
**Иванов А.М., Стародубова М.С., Ребров Т.В., Кальницкая М.В., Березовская С.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А.** ..... 250

ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТОНКИХ ЛЕНТАХ СПЛАВА $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$
**Орлов В.Е., Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Базлов А.И.** ..... 251

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
**Реснина Н.Н., Беляев С.П., Поникарова И.В., Иванов А.М., Бикбаев Р.М., Стародубова М.С., Кальницкая М.В., Березовская С.В., Ребров Т.В., Базлов А.И., Андреев В.А.** ..... 252

ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖДУ ИЗМЕНЕНИЕМ ПЛОТНОСТИ ДЕФЕКТОВ И ИЗМЕНЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi
**Беляев С.П., Реснина Н.Н., Поникарова И.В., Сибирев А.В., Бикбаев Р.М., Иванов А.М., Трофимова М.Е., Глухов М.Ю., Орлов В.Е., Базлов А.И.** ..... 253

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОСЛЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК В СПЛАВАХ NiFeGa(Co, B) С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
**Панченко Е.Ю., Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Суриков Н.Ю., Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И.** ..... 254

ФОРМИРОВАНИЕ АБРАЗИВСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРОВ ГАЗОПЛАМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ
**Белоцерковский М.А., Таран И.И., Грищенко А.О.** ..... 256

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭНТРОПИЙНОГО ПОДХОДА ДЛЯ РЕШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИХ ЗАДАЧ
**Гусев А.Д., Маркова Г.В.** ..... 259

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГЕОМЕТРИИ ТОРЦОВ РЕЛЬСОВ НА ПРОЧНОСТЬ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ТРЕХТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ
**Чумачков И.И., Коновалов С.В.** ..... 262

ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА СПЛОШНЫХ И ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ
**Шереметьев В.А., Лезин В.Д., Конопацкий А.С., Теплякова Т.О., Творогов А.И., Костылева А.Н., Лукашевич К.Е., Деркач М.А., Прокошкин С.Д., Браиловский В.** ..... 264

АКУСТИЧЕСКИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫЕ КОЭФФИЦИЕНТЫ СУСПЕНЗИЙ НА ОСНОВЕ ВАЗЕЛИНОВОГО МАСЛА
**Анисимкин В.И., Шамсутдинова Е.С., Кузнецова И.Е.** ..... 266

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРИРУЮЩЕГО ВОЗДЕЙСТВИЯ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МАГНИТНЫЕ ЖИДКОСТИ АКУСТОЭЛЕКТРОННЫМИ МЕТОДАМИ
**Колесов В.В., Агейкин Н.А., Анисимкин В.И.** ..... 269

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВАХ TiNiCu И ТН-1В
**Гусева А.В., Плотников В.А., Грязнов А.С.** ..... 272

МИКРОСТРУКТУРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ НАВЕДЕНИЯ МАРТЕНСИТА НАПРЯЖЕНИЯМИ
**Ребров Т.В., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Вуколов Е.А.** ..... 275

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ПАРАМЕТРОВ РЕШЁТКИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ Ti-Ni И Ti-Zr-Nb С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
**Страхов О.В., Дубинский С.М., Щетинин И.В., Прокошкин С.Д.** ..... 276

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}(B_{0,3})$ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ
**Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е., Дмитриенко М.С., Чумляков Ю.И.** ..... 277

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Cu ИЗ МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛАСТИН
**Киеккужина Л.У., Пархимович Н.Ю., Даниленко В.Н.** ..... 279

СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЙ-ЖЕЛЕЗНЫХ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ
**Голубев Р.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Критченков И.С., Критченков А.С.** ..... 280

ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКАЯ ЭДС В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ
**Каманцев А.П., Морозов Е.В.** ..... 283

ВЛИЯНИЕ θ’ ФАЗЫ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ Al-Cu СПЛАВА
**Безбородова П.А., Красников В.С., Майер А.Е.** ..... 284

СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Ce-Fe-Ni-Zr
**Понкратова Ю.Ю., Атанова А.В., Бинков И.И., Базалеева К.О., Наумова Е.А.** ..... 285

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ДОБАВОЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Ti_{50-2X}Hf_XZr_XNi_{50-2X}Co_XCu_X$
**Поникарова И.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Кальницкая М.В., Березовская С.В., Стародубова М.С., Ребров Т.В., Базлов А.И.** ..... 286

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА ТЕРМОЦИКЛИЦЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ЛИТОГО СПЛАВА $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ
**Трофимова М.Е., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Поникарова И.В., Базлов А.И.** ..... 287

ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ПРИ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРО-ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ НА СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ
**Бикбаев Р.М., Глухов М.Ю., Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П.** ..... 288

ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВА $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА
**Глухов М.Ю., Бикбаев Р.М., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Базлов А.И., Гундеров Д.В.** ..... 289

ВЛИЯНИЕ РКУП С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВ СИСТЕМЫ MG-ZN-ZR
**Аксенов Д.А., Назаров А.А., Асфандияров Р.Н., Шишкунова М.А.** ..... 290

МОДЕЛИРОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ МЕДИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ
**Мурзаев Р.Т., Идрисова М.А., Назаров А.А.** ..... 292

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНОЙ МАТРИЦЫ И МЕТАЛЛА-НАПОЛНИТЕЛЯ: МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА
**Баимова Ю.А., Крылова К.А., Мурзаев Р.Т., Сафина Л.Р.** ..... 295

РОЛЬ ЧАСТИЦ $Ti_3Ni_4$ В КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СПЛАВА Ti-50.7 ат.% Ni
**Чуракова А.А., Исхакова Э.И., Кадиров П.О.** ..... 298

ОСОБЕННОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ $\beta \rightarrow \omega_{iso}$ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПФ Ti-Nb-Zr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ВЫХОДА В ИНТЕРВАЛ СТАРЕНИЯ
**Баранова А.П., Дубинский С.М., Страхов О.В., Введенская И.А., Прокошкин С.Д.** ..... 301

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРИВОДОВ НА ОСНОВЕ TiNi С КОНТРТЕЛАМИ РАЗЛИЧНОЙ ЖЕСТКОСТИ
**Беляев Ф.С., Евард М.Е., Волков А.Е., Горбаченко Д.Ф.** ..... 302

РАЗВИТИЕ ТЕОРИЙ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
**Кожевникова Г.В., Щукин В.Я., Рудович А.О.** ..... 303

ИССЛЕДОВАНИЕ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ СЛОЕВ Ni/W, СФОРМИРОВАННЫХ НА СКУТТЕРУДИТЕ n-ТИПА $In_1Co_4Sb_{12}$
**Шамова И.К., Иванова А.С., Белов Д.С., Ховайло В.В., Штерн М.Ю., Штерн Ю. И.** ..... 305

ГЕНЕРАЦИЯ УСИЛИЙ КОЛЬЦЕВЫМИ СИЛОВЫМИ ПУЧКОВЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ВО ВРЕМЯ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ
**Вьюненко Ю.Н., Волков Г.А., Киселев А.Ю., Метлов Л.С.** ..... 307

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ
**Хина Б.Б., Покровский А.И., Xu Young, Zhang Shi-Hong** ..... 312

ФОРМИРОВАНИЕ ТКАНЕИНЖЕНЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОРИСТЫХ СКАФФОЛДОВ ИЗ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЛАКТИДА
**Филатов С.А., Долгих М.Н., Пас Эстевес Э.А., Филатова О.С., Гавриленко Н.А., Батырев Е.В.** ..... 315

ОСОБЕННОСТИ НЕУПРУГИХ ПРОЦЕССОВ В ОБЛУЧЁННЫХ МЕТАЛЛАХ
**Варюхин В.Н., Малашенко В.В.** ..... 318

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОЙ УСТОЙЧИВОСТИ СПЛАВА СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА Ni-Mn ПРИ ЕСТЕСТВЕННОМ СТАРЕНИИ
**Белослудцева Е.С., Винокуров Д.Е., Гусев А.О.** ..... 321

АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ АНАЛИЗ ИЗОБРАЖЕНИЙ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КЛАССИЧЕСКИХ МЕТОДОВ И НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ SIAMS
**Белослудцева Е.С., Сивкова Т.А., Гусев А.О., Сыропятова О.С., Кадушников Р.М., Сомина С.В.** ..... 324

INFLUENCE OF COPPER FERRITE ADDITIVES ON THE DIELECTRIC CONSTANT OF BARIUM TITANATE
**Laletin V.M., Poddubnaya N.N., Nabzdorov I.S., Li Jin** ..... 327

ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЕ ПОЛИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ
**Королёв А.Ю., Томило В.А.** ..... 328

ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СКУТТЕРУДИТОВ *P*-ТИПА
**Ховайло В.В., Щербакова К.А.** ..... 331

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ И ЕЕ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ
**Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Рубаник В.В., Царенко Ю.В.** ..... 332

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КРАТКОВРЕМЕННОЙ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ ЕДИНОЙ РЕЛАКСАЦИОННОЙ МОДЕЛИ
**Селютина Н.С.** ..... 335

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ AL-CU-NI И AL-CU-CO В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИЯХ
**Бронникова Ю.И., Камаева Л.В., Циок Е.Н., Щелкачев Н.М.** ..... 336

МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МОДИФИКАТОРЫ ДЛЯ ПОЛИАМИДНОЙ МАТРИЦЫ
**Овчинников Е.В., Григорьева Т.Ф., Эйсымонт Е.И.** ..... 338

ВЛИЯНИЕ ЖИДКОЙ ФАЗЫ НА КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ СПЛАВОВ AL-MG И ZN-AL
**Камаева Л.В., Баталова Е.А., Гильмутдинов В.Ф., Рыльцев Р.Е., Щелкачев Н.М.** ..... 341

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ВИНТОВОЙ ПРОШИВКИ БЕСШОВНЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 20Х13
**Долгач Е.Д., Машарипов С.З., Комиссаров А.А., Ершов Н.А., Ющук В.В.** ..... 343

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВАКУУМНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛТИНОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ
**Чекан Н.М., Акула И.П., Овчинников Е.В., Овчинников А.Е.** ..... 345

ОГНЕУПОРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА
**Овчинников А.Е., Кулак М.М., Самолетов В.Г., Шебалкова Н.Е., Сабиров Б.Т.** .... 348

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ НАПЛАВКИ И НАПЫЛЕНИЯ
**Пантелеенко Ф.И., Жэн Пенчен** ..... 351

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ Р91
**Пантелеенко Ф.И., Миньков А.Л., Коротеева А.А.** ..... 354

СПЕКТРЫ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ ЧИСТОГО И ЛЕГИРОВАННОГО ХРОМОМ МОНОКРИСТАЛЛА ТГС
**Хамчуков Ю.Д., Шут В.Н., Мозжаров С.Е.** ..... 357

ОСВОЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ИЗ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННОГО СОРТОВОГО ПРОКАТА МЕТОДОМ ХОЛОДНОЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КРЕПЕЖНЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ НАЗНАЧЕНИЙ
**Машарипов С.З., Комиссаров А.А., Долгач Е.Д., Ющук В.В.** ..... 360

ДЕФОРМАЦИОННАЯ АККУМУЛЯЦИЯ И ТЕПЛОВАЯ ДИССИПАЦИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИХ ОБРАБОТКЕ МЕТОДАМИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
**Барахтин Б.К., Лебедева Н.В., Маркова Ю.М.** ..... 361

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИТРИДНЫХ И КАРБОНИТРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА С ДОБАВКАМИ МЕДИ И КРЕМНИЯ
**Константинов С.В., Чижов И.В., Комаров Ф.Ф., Зайков В.А.** ..... 362

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛАМИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИЛУМИНОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ
**Гусакова О.В., Рубаник В.В., Шепелевич В.Г, Фролов В.К.** ..... 365

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Al-Mn-Ca ПУТЁМ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ
**Волочко А.Т., Федорович Д.С., Ковалько М.С.** ..... 368

РЕГУЛИРОВАНИЕ СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИЦИЙ ОРГАНИКА – НЕОРГАНИКА ДЛЯ РАДИАЦИОННОЙ И ДРУГОЙ ТЕХНИКИ
**Цебрук И.С., Винокуров С.А., Аксенова Т.А., Кедров В.В., Киселев А.П., Классен Н.В., Орлов А.Д., Покидов А.П.** ..... 373

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ ИЗМЕНЕНИЯ МАГНИТНЫХ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ В СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА Ni50,5Mn33,4In5,6V0,5
**Карпухин Д.А., Морозов Е.В., Семенов Д.С., Коледов В.В., Шавров В.Г., Мусабиров И.И., Алиев А.М., Гамзатов А.Г., Абдулкадирова Н.З.** ..... 376

ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ПОЯВЛЕНИЕ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ЭДС В СПЛАВЕ $Ti_2NiCu$
М**орозов Е.В., Каманцев А.П.** ..... 377

ЭЛЕКТРОИСКРОВЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ ПОКРЫТИЯ
**Овчинников Е.В., Волочко А.Т., Овчинников А.Е.** ..... 379

ЧАСТОТНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ АДИАБАТИЧЕСКОГО ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В ЦИКЛИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ В СПЛАВАХ $LaFe_{11.2-x}Mn_xCo_{0.7}Si_{1.1}$
**Гамзатов А.Г., Абдулкадирова Н.З., Камилов К.И., Батдалов А.Б., Алиев А.М.** ..... 382

ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ АКТИВНОЙ ЗОНЫ КАВИТАЦИИ В ПОЛЕ ПОГРУЖНОГО ИЗЛУЧАТЕЛЯ
**Минчук В.С., Шебеко В.П., Дежкунов Т.А.** ..... 385

ХИМИКО-МИНЕРАЛОГИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИНЕРАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
**Сабиров Б.Т., Шерматов Ж.З., Кулак М.М., Поддубная Н.Н.** ..... 388

NICKEL FERRITE SYNTHESIZED IN A SOLAR FURNACE
**Shermatov Zh.Z., Paizullakhanov M.S., Razhamatov O.T., Sabirov B.T., Kulak M.M., Poddubnaya N.N.** ..... 391

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ZN–1%LI–2MG%
**Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Ситдиков В.Д., Абдрахманова Э.Д.**..... 394

ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СЕНСОРЫ ТЕМПЕРАТУРЫ ТЕЛА ЧЕЛОВЕКА НА ОСНОВЕ БИОСОВМЕСТИМОГО КЛАСТЕРА МЕДИ(I) С ТИАМАЗОЛОМ И ПРИРОДНЫХ ПОЛИСАХАРИДОВ
**Критченков И.С., Критченкова А.Х., Голубев Р.А., Семенкова Д.И., Критченков А.С., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл.** ..... 396

МЕТОДЫ И ПРИБОРЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ АКУСТИЧЕКОЙ КАВИТАЦИИ И УПРАВЛЕНИЯ ЕЕ АКТИВНОСТЬЮ
**Дежкунов Н.В.** ..... 397

ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ПРОИЗВОДСТВА ПЬЕЗОКЕРАМИКИ
**Шилин А.Д., Фролов В.К., A. Peláiz-Barranco, Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Никифорова И.В.** ..... 400

INSTALLATION OF ULTRASONIC EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING
**Rubanik V., Rubanik V. Jr., Lutsko V. , Shakurov I. , Lomach M., Nikifarava I., Gusakova S. , Xuefeng Liu, Wenjing Wang, Yaohua Yang**..... 402

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ TiNi СТЕНТОВ
**Рубаник В.В. мл., Ужекина А.Н., Денисенко В.Л., Бухтаревич С.П., Денисенко Э.В., Орловский Ю.Н., Дородейко В.Г., Рубаник В.В.** ..... 405

РАЗРАБОТКА КОНСТРУКЦИИ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГИГРОСКОПИЧНОГО РАСШИРИТЕЛЯ ЦЕРВИКАЛЬНОГО
**Дородейко В.Г., Лесота А.В., Ахтанин О.Н., Журавлев А.Ю.**..... 410

УСТАНОВКА ПОСЛОЙНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ WAAM НАПЛАВКИ
**Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Шакуров И.А., Рубаник В.В. мл., Драбо Д.П., Беляев С.П., Реснина Н.Н.**..... 416

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ ..... 418

Научное издание

# АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

## Материалы LXVIII международной научной конференции

Посвящается 75-летию со дня рождения
члена-корреспондента НАН Беларуси, доктора технических наук, профессора Рубаника В.В.

Ответственный за выпуск *А. Н. Ужекина*

Подписано в печать 29.05.2024. Формат 60*84/8.
Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ.л. 50,92.
Науч. изд. л. 40,00. Тираж 25 экз. Заказ

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