

ТЕЗИСЫ

XIV Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов»

памяти академика Г. В. Курдюмова

ФППК – 2026

Электронное издание

26 – 30 октября 2026 г.
г. Черноголовка, Россия

Российская академия наук
Министерство науки и высшего образования РФ
Научный совет РАН по физике конденсированных сред
Межгосударственный координационный совет по физике
прочности и пластичности материалов
Институт физики твердого тела имени Ю. А. Осипьяна РАН
ГНЦ ФГУП “ЦНИИчермет им. И. П. Бардина”
НМИЦ онкологии им. Н. Н. Блохина Минздрава России

XIV Международная конференция

«Фазовые превращения и прочность кристаллов»

памяти академика Г. В. Курдюмова

С Б О Р Н И К Т Е З И С О В

Под редакцией д.ф.-м.н. Б. Б. Страумала

Черноголовка, 26 – 30 октября 2026 г.

Черноголовка – 2026

Сборник тезисов: сб. тезисов XIV Международной конференции ФППК-2026 «Фазовые превращения и прочность кристаллов» памяти академика Г.В. Курдюмова (26 – 30 октября 2026 г., Черноголовка) / под ред. Б.Б. Страумала. – Текстовое (символьное) электронное издание. – Черноголовка, 167 с. – ISBN 978-5-6053681-3-7.

В сборник включены тезисы пленарных, устных и стендовых докладов XIV Международной конференции ФППК-2026 «Фазовые превращения и прочность кристаллов», посвященной памяти академика Г.В. Курдюмова, проходившей 26 – 30 октября 2026 г. в Черноголовке.

В сборнике представлены результаты исследований в области физики прочности и пластичности перспективных материалов. Рассматриваются вопросы термодинамики и кинетики бездиффузионных (мартенситных) и диффузионных фазовых превращений в сталях и сплавах. Отражены последние достижения в области разработки новых биосовместимых материалов. Особое внимание уделено фазовым превращениям, а также критическим явлениям, включая процессам пластической деформации, высокопрочным состояниям и явлению сверхпластичности. Кроме того, представлены результаты о структуре и свойствах поверхностей раздела в материалах и их вкладе в процессы фазовых превращений и пластической деформации.

Сборник предназначен для научных работников, преподавателей, аспирантов и студентов технических и естественнонаучных направлений, специализирующихся в области материаловедения и физики конденсированного состояния, физики прочности и физики дефектов.

Публикуется в авторской редакции.

ISBN 978-5-6053681-3-7



© Российская академия наук, 2026
© Страумал Б.Б. (редактор), 2026

СПОНСОР КОНФЕРЕНЦИИ

Компания ООО «МИНАТЕХ» (микро и нано технологии) осуществляет поставку высокотехнологичного оборудования от лучших мировых производителей, обеспечивая технологическую оснащенность российских исследовательских центров на современном уровне**.**



Компания ООО «МИНАТЕХ» стремится обеспечить клиентов оборудованием с максимальным уровнем сервисной поддержки для эффективного решения технологических и аналитических задач. Инженерная служба ООО «МИНАТЕХ» укомплектована высококвалифицированными специалистами, прошедшими обучение на заводах - производителях оборудования и имеющими сертификаты на проведение пуско-наладочных, ремонтных и сервисных работ по всему спектру поставляемого оборудования в соответствии с требованиями и стандартами производителей.

Компания ООО «МИНАТЕХ» специализируется на поставках оборудования для плазменного травления, вакуумного напыления, оборудования фотолитографии, оптических профилометров, оптических и электронных микроскопов, оборудования защиты от вибраций, материалов для шлифовки и полировки пластин и металлографии, а также высокотехнологичного оборудования для измерений и исследований в области микроэлектроники.

ООО «МИНАТЕХ» - Микро и нано технологии
тел.: +7 (495) 909-89-53
Web: www.minateh.ru
e-mail: info@minateh.ru
Адрес: 105318, Россия, Москва, ул. Ткацкая, д.5с1

ООО «МИНАТЕХ»

СПОНСОР КОНФЕРЕНЦИИ

Компания ООО «Энерголаб» с 2001 года специализируется на технических решениях и поставках высокотехнологичного лабораторно-аналитического оборудования. Компания подбирает и поставляет приборы и комплексные системы, выполняет монтаж и пусконаладку, оснащает лаборатории «под ключ». Собственный сервисный центр обеспечивает гарантийное и постгарантийное обслуживание, ремонт и техническую поддержку. Специалисты ООО «Энерголаб» также проводят инструктаж и обучение персонала заказчиков.

В 2023 году компания зарегистрировала собственную торговую марку SINTECON, под которой выпускаются аналитические приборы; основные типы оборудования включены в Государственный реестр средств измерений РФ.

Sintecon
Аналитическое и измерительное оборудование

Решения ООО «Энерголаб» применяются в научных и производственных лабораториях, нефтегазовой, энергетической, химической, фармацевтической, пищевой отраслях, а также в экологии и медицине. Компания сопровождает проекты от подбора оборудования до запуска и дальнейшего сервиса.

ООО «Энерголаб»
тел.: 8-495-926-02-15
Web: https://ae.energolab.com/about/*e-mail:*
post@energolab.com
Адрес: г. Москва, 3-й проезд Марьиной Рощи, 40, с.

ПОДПИШИСЬ НА НАШИ НОВОСТИ

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.6

ВЛИЯНИЯ СООТНОШЕНИЙ Hf/Zr и Cu/Co НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СРЕДНЕ- И ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Беляев С.П., Реснина Н.Н., Сибирев А.В., Поникарова И.В., Базлов А.И.
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
spbelyaev@mail.ru

Разработка средне- и высокоэнтропийных сплавов Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с эффектом памяти формы является перспективными направлением развития материаловедения, поскольку эти материалы сочетают в себе свойства высокоэнтропйиных сплавов, такие как высокую прочность и предел текучести, и свойства сплавов с памятью формы, т.е. они испытывают мартенситные переходы и проявляют все эффекты памяти формы. Важной научной задачей является изучение взаимосвязи между химическим составом сплава, его структурой, параметрами мартенситных переходов и свойствами. Эта задача практически неразрешима, поскольку изменения концентрации одного элемента ведет за собой изменения концентрации всех остальных элементов, поэтому сложно выявить закономерности влияния химического состава на структуру и свойства сплавов. Для того, чтобы решить данную задачу, в настоящей работе изменяли не концентрацию одного элемента за счет всех остальных, а соотношение Hf/Zr внутри титановой группы или Cu/Co внутри никелевой группы, при этом концентрации элементов в другой группе сохраняли. Отношения Hf/Zr или Cu/Co были равны 1/3, 1/1 или 3/1. При этом было рассмотрено три серии сплавов, одна из которых содержала концентрации титана и никеля равные 40/40, вторая – 30/30 и третья 16/16. В этом случае сплавы из первой серии были среднеэнтропийными, а сплавы из второй и третьей групп – высокоэнтропийными, что дополнительно позволило исследовать влияние энтропии смешения на структуру и свойства сплавов. Таким образом, в работе были исследованы структура и свойства 15 сплавов Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с разным химическим составом.

Полученные результаты показали, что изменение энтропии смешения и отношений Hf/Zr или Cu/Co не влияют на структуру сплавов. Все материалы состояли из дендритной матрицы и вторичных частиц (в междендритном пространстве) одного и того же типа. Все сплавы испытывали термоупругое мартенситное превращение B2 $\leftrightarrow$ B19’. Увеличение концентрации циркония в паре Hf/Zr или меди в паре Cu/Co повышали температуры мартенситных переходов. Увеличение энтропии смешения, напротив, понижает температуры мартенситных переходов независимо от соотношения Hf/Zr или Cu/Co. Увеличение энтропии смешения и концентрации гафния в паре Hf/Zr или кобальта в паре Cu/Co повышает дислокационный предел текучести. Все сплавы проявляют эффекты памяти формы, при этом среднеэнтропийные сплавы демонстрируют хороший эффект памяти формы, максимальная величина которого составляет 10 %. В высокоэнтропийных сплавах этот эффект выражен слабо вследствие невозможности деформирования сплавов в мартенситном состоянии. Вместе с тем, эти сплавы демонстрируют эффект псевдоупругости и чем выше энтропия смешения, тем более совершенныйвозврат деформации наблюдается при разгрузке и тем шире температурное окно псевдоупругости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (№ 22-19-00169_П).

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.7

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Аронин А.С.
Институт физики твердого тела им. Ю.А.Осипьяна Российской академии наук, Черноголовка, Россия, aronin@issp.ac.ru

Рассмотрено влияние напряженного состояния и особенностей протекания процессов деформации в аморфных и аморфно-кристаллических металлических сплавах. В аморфных сплавах деформационное упрочнение отсутствует. Пластическая деформация аморфных сплавов происходит путем образования и распространения полос сдвига. Блокировка или затруднение распространения полос сдвига должно приводить к улучшению механических свойств за счет возникновения альтернативных полос сдвига и, как следствие, к затруднению быстрого разрушения по отдельным полосам сдвига.

Деформацию сплавов осуществляли методами одноосного сжатия, многократной прокатки и изгиба. Приведены данные по:

– строению полос сдвига, их параметрах и форме в аморфных сплавах на основе алюминия, железа и циркония;

– результатам исследований движения полос сдвига в аморфных и аморфно-нанокристаллических сплавах.

Особое внимание уделено изучению взаимодействия полос сдвига с нанокристаллами. Рассмотрены случаи разного соотношения размеров нанокристаллов и параметров полос сдвига. Эти исследования проведены на сплавах, содержащих нанокристаллы разного размера.

Изучены особенности структурных и фазовых превращений в аморфных и аморфно-нанокристаллических металлических сплавах, связанных с образованием и распространением полос сдвига, в частности, с облегченным образованием нанокристаллов в полосах сдвига. Исследования проведены методами рентгенографии, электронной просвечивающей, сканирующей и зондовой микроскопии.

Исследование проведено в рамках госзадания ИФТТ РАН.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.8

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ И ОБРАТИМОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ $Co_{35}Ni_5Cr_{20}Fe_{20}Ni_{20}$ С КРЕМНИЕМ, БОРОМ И АЗОТОМ

Астафурова Е.Г.[1], Астапов Д.О.[2], Астафуров С.В.[3]
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (ИФПМ СО РАН), Томск, Россия,* elena.g.astafurova@gmail.com
[2]*ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,* denis.0612@mail.ru
[3]*ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,* svastafurov@gmail.com

Изучены закономерности проявления термоупругого ГЦК-ГПУ-ГЦК мартенситного превращения (МП) в сплавах $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$, $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{100-y}Si_y$ (y=1–5), $(Co_{35}Ni_5Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20})_{100-x}B_x$ (x = 0,1–0,5) и $(Co_{35}Ni_5Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20})_{100-x}N_x$ (x = 0,2–0,9). Сплавы получали методом индукционной плавки, заготовки гомогенизировали, термически и механически обрабатывали для формирования в образцах крупнокристаллической структуры (d > 100 мкм). Характеристические температуры МП (M_s, M_f – начала и конца прямого, A_s, A_f – начала и конца обратного МП) определяли по температурным зависимостям электросопротивления. Механические свойства изучали в интервале температур от 77К до 473К. Величины эффекта памяти формы (ЭПФ) определяли по изменению длины рабочей части образцов в тестах на одноосное растяжение при заданной Т с последующим нагревом образца выше температуры A_f.

Показано, что базовый сплав $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ имеет широкий интервал превращения $\Delta T = A_f - M_s$ = 200К (M_s=250К, M_f=190К, A_s=430К, A_f=450К), а легирующие элементы (Si, B, N) влияют как на температуры перехода, так и величину термического гистерезиса. В частности, легирование кремнием и азотом способствует снижению всех температур МП таким образом, что при C_{Si} = 3 ат. % и C_N = 0.9 ат. % прямой мартенситный переход смещен ниже температуры 77К, а ΔT снижается до 130К. Легирование сплава $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ бором (0,1 ат. %) сопровождается уменьшением всех температур МП (M_s=200К) и величины гистерезиса превращения до ΔT = 110-120 К. При больших концентрациях бора (0,2 и 0,5 ат.%), температуры МП и ΔT возрастают, и в сплаве с максимальным его содержанием становятся близки к величинам в базовом сплаве.

Температурная зависимость предела текучести ($\sigma_{0,2}$) в базовом сплаве имеет характерный для сплавов с термоупругими МП вид: наблюдаются три участка, связанные с деформацией мартенситной фазы (при $T < M_s$), возникновением мартенсита под нагрузкой ($M_s < T < M_d$) и деформацией аустенитной фазы ($T > M_d$). При легировании кремнием и азотом, с ростом их концентраций, стадийность вырождается, а зависимости $\sigma_{0,2}(T)$ становятся аналогичными для сплавов без МП. Несмотря на это, сплавы испытывают обратимую упругую деформацию, и результаты измерения ЭПФ показали, что легирование кремнием способствует увеличению обратимой деформации от ЭПФ = 2,7% до 4,4%. Температурная зависимость $\sigma_{0,2}$ в борсодержащих сплавах аналогична зависимости для базовой композиции, но в соответствии с изменениями характеристических температур МП ее стадии смещены. Несмотря на указанные закономерности, интервалы проявления ЭПФ в борсодержащих сплавах такие же, как в базовой композиции, а его величина в сплаве с 0,1% В достигает 4% при $T = M_s$.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда № 25-19-00197, https://rscf.ru/project/25-19-00197/. Исследования проводились с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.9

БИОИНЖЕНЕРНЫЕ КОНСТРУКЦИИ НА ОСНОВЕ СПЛАВА ТИТАНА ДЛЯ ЛОКАЛЬНОЙ ИММУНОТЕРАПИИ ОНКОЛОГИЧЕСКИХ БОЛЬНЫХ

Киселевский М.В.[1], Анисимова Н.Ю.[1], Шинкарева М.В.[1], Голубева И.С.[1], Новрузов К.М., Горнакова А.С.[2], Мазилкин А.А.[2], Страумал Б.Б.[2]

[1]*ФГБУ «НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия,* cellim@ronc.ru

[2]*ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия, straumal@issp.ac.ru*

Для лечения онкологических больных различных наряду с химио-лучевой терапией в последние годы активно используют методы иммунотерапии. В качестве средств иммунотерапии в клинической практике применяют биомедицинские клеточные продукты, рекомбинантные цитокины, а также антитела к опухолевым антигенам или рецепторам, вовлеченным в реализацию противоопухолевого иммунного ответа. Для снижения системной токсичности и повышения эффективности предложено использовать биоинженерные конструкции в качестве платформ для их локализованного введения непосредственно в опухолевые узлы, как классических цитостатиков, так и современных биопрепаратов и клеточных продуктов.

В медицине титан и его сплавы чаще всего применяют в качестве металлоконструкций для возмещения костных дефектов. В наших разработках сплав титана ВТ6 был использован в качестве скаффолда биоинженерных конструкций для локальной иммунотерапии. Были разработаны конструкции с разной конфигурацией скаффолдов (полые трубочки, перфорированные диски), полости которых заполняли биодеградируемым гелем, нагруженным цитокин-индуцированными клетками или препаратом моноклональных антител к PD-1 (анти PD-1) – регуляторному рецептору на поверхности Т-лимфоцитов и натуральных киллеров, опосредующим супрессорное влияние на эффекторы противоопухолевого иммунитета, или цисплатином. Эффективность разработанных конструкций проверяли, перитуморально имплантируя их мышам с привитой опухолью молочной железы.

Локальное применение разработанных конструкций инициировало статистически достоверное торможение роста опухоли у мышей в сравнении с группой животных без лечения за счет противоопухолевого цитотоксического эффекта под влиянием пролонгированного релиза лекарственных препаратов in vivo. При этом у животных не отмечали признаков развития системных осложнений, характерных для использования соответствующих противоопухолевых препаратов.

Таким образом, были получены изделия с отшлифованной поверхностью для минимизации механической травматизации окружающих тканей при имплантации пациенту. Основа из титанового сплава выполняла роль депо для композиции геля с лекарственным препаратом и опосредовала лёгкое обнаружение скаффолда за счет ренгеноконтрастности для резекции тканей после инволюции опухоли. Клеточные продукты или иммунопрепараты опосредовали стимуляцию противоопухолевого иммунитета за счет подавления иммуносупрессорных реакций или стимуляции клеток с противоопухолевым потенциалом, или же вызывали гибель опухолевых клеток. Описанные изделия перспективны для использования в качестве платформ для локального введения препаратов и клеточных продуктов в опухолевый узел. Разработанные конструкции могут также быть использованы при опухолевом поражении костей для профилактики местного рецидива или инфекционных осложнений после проведения условно-радикальных операций за счет насыщения биоактивным компонентом, а также для остеореконструкции, учитывая каркасные и прочностные свойств скаффолда.

Исследование было выполнено при поддержке гранта РНФ #25-43-02004.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.10

ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ УЛЬТРАЗВУКА НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ В МАТРИЦЕ – ВОЛНОВОДЕ

Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1], Рубаник В.В. мл.[2], Рубаник В.В.[2], Драбо Д.П.[2], Данилов Д.В.[1]

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,* resnat@mail.ru

[2]*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь*

Равноканальное угловое прессование (РКУП) является одним из основных методов интенсивной пластической деформации. Его успешно применяют для формирования наноструктуры в различных сплавах, однако не все материалы могут быть подвергнуты РКУП при комнатной температуре. Температуру деформирования можно понизить, в том числе и до комнатной, если образец находится в оболочке (рубашке). Полагают, что наличие оболочки, как правило стальной, позволяет снизить контактное трение образца о стенки канала, что улучшает деформируемость сплава и сохраняет целостность образцов. Вместе с тем, хорошо известен другой способ уменьшения контактной силы трения – использование ультразвуковых колебаний (УЗК) в процессе деформирования, поэтому актуально совместить РКУП и ультразвуковую обработку.

В институте технической акустики НАН Беларуси был разработан новый способ, при котором матрица РКУП сама являлась волноводом. Было показано, что такое сочетание РКУП+УЗК позволяет существенно снизить силу проталкивания и улучшить структуру сплавов. Однако, влияние параметров УЗК на изменение структуры сплавов исследовано не было. Целью данной работы явилось изучение влияния амплитуды УЗК при РКУП образцов технически чистой меди на их структуру.

Образцы меди диаметром 5 мм и длиной 20 мм деформировали методом РКУП в разъемной матрице-волноводе (1 проход), к которой были подведены УЗК с тремя разными амплитудами в интервале от 4 до 13 мкм. Деформирование проводили так, чтобы только часть образца прошла зону деформации (пересечения каналов) для того, чтобы оценить влияние УЗК на структуру материала до входа в зону деформации, в зоне деформации и после выхода из зоны деформации. Деформированные образцы разрезали вдоль методом электроэрозионной резки чтобы получить продольное сечение, в котором исследовали структуру в различных частях образца методом дифракции обратно-рассеянных электронов. Полученные результаты показали, что наложение УЗК при РКУП существенно влияет на структуру меди - меняется доля двойниковых границ и текстура. Кроме этого, нивелируются различия в распределении разориентировок границ зерен в центральной части образца, менее подверженной деформации, и у поверхности образца, на которой деформация максимальна. Установлено, что существует амплитуда колебаний (7-8 мкм), при которой все перечисленные эффекты влияния УЗК на структуру материала максимальны. Дальнейшее увеличение амплитуды колебаний не оказывает дополнительного влияния на структуру сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ-Беларусь (РНФ - № 25-49-10021, БРФФИ № Т26РНФ-187). ДОРЭ выполнено на оборудовании ресурсного центра «Нанотехнологии» Научного парка СПбГУ.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.11

ACCELERATED MASS TRANSFER UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND SEVERE ION IMPLANTATION

Straumal B.B. [1], **Vershinin N.F.** [1], **Kuznetsov S.V.** [1], **Vinokurov S.A.** [1], **Gornakova A.S.** [1], **Kogtenkova O.A.** [1], **Mazilkin A.A.** [1], **Duong L.V.** [2]

[1] *Osipyan Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Russia* E-mail *straumal@issp.ac.ru*

[2] *Institute of Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam*

Phase transformations are frequently observed during severe plastic deformation (SPD). This means that the phases present in the material after SPD differ from those present beforehand. In particular, the composition of the solid solution within the matrix is a highly sensitive parameter. This composition can be readily monitored by measuring the solid solution's lattice parameter via X-ray diffraction. In numerous experiments, we found that the solid solution's lattice parameter corresponds not to the temperature at which the high-pressure torsion processing was conducted, but to a higher temperature—which we called the "effective temperature." In some cases, this effective temperature exceeds the actual SPD processing temperature by several hundred Kelvin.

Changes in solid-solution concentration during SPD in a large, macroscopic sample imply that solute atoms migrate over a certain distance. They either enter the solid solution from second-phase particles or, conversely, condense onto second-phase particles, leaving the solid solution. By knowing the concentration change, the distance the atoms must travel, and the duration of the experiment, one can make a rough estimate of the equivalent bulk diffusion coefficient capable to ensure such mass transport.

Such estimates yield a value for the equivalent diffusion coefficient that exceeds the bulk diffusion coefficient at the temperature of the SPD experiment (typically room temperature) by many orders of magnitude. By utilizing experimental data on the temperature dependence of bulk diffusion coefficients, one can estimate the temperature at which such bulk diffusion coefficient values would be attained under ordinary conditions, i.e. in the absence of SPD. In other words, the effective temperature of severe plastic deformation SPD can also be estimated from the mass transfer rate. Interestingly, these estimates are usually close to those derived from changes in solid-solution concentration. We obtained such data for alloys based on copper, aluminum, titanium, and others. The mechanism of such accelerated mass transfer is apparently linked to the high concentration of non-equilibrium defects generated during SPD, as well as to mass transfer stimulated by dislocation motion, grain-boundary sliding, and other similar processes.

We recently developed an installation for low-energy, high-current ion implantation using a Hall-current accelerator. In particular, it enables the implantation of oxygen and nitrogen ions at current densities which several orders of magnitude higher than those achieved with standard ion implantation methods. Consequently, for instance, the penetration depth of oxygen ions into titanium at an energy of 1 keV is approximately 20 micrometers in our setup, compared to the standard 20 nanometers. We believe there is a certain similarity between deformation-induced and ion-induced mass transport under conditions far from equilibrium. Therefore, this new process can be called, similar to SPD, severe ion implantation.

This research was funded by the Russian Science Foundation (contract no. 25-43-02004) and Vietnam Academy of Science and Technology under project code QTRU06.07/26-28.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.12

РАЗРАБОТКА БИОАКТИВНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ НА ОСНОВЕ СПЛАВА ТИТАНА С МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА

Анисимова Н.Ю.[1], Новрузов К.М.[1], Киселевский М.В.[1], Горнакова А.С.[2], Мазилкин А.А.[2], Давдян Г.С.[2], Макринский К.И.[3], Клюев А.Л.[3], Страумал Б.Б.[2]

[1]*ФГБУ «НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия,* n.y.anisimova@ronc.ru

[2]*ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия, straumal@issp.ac.ru*

[3]*ИФХЭ РАН, Москва, kirmak1999@gmail.com*

Титан и его сплавы широко используются в ортопедии, в том числе и для остеосинтеза у онкологических больных после резекции костной ткани, разрушенной опухолью. Широкое применение титана и титановых сплавов в качестве основы металлоконструкции обусловлено их биосовместимость и высокой прочностью, однако, без дополнительной обработки эти сплавы часто характеризуются низкой интенсивностью внутрикостной интеграции и слабой приживляемостью. Для преодоления этого недостатка рассматриваются различные методы модификации поверхности.

Целью нашей работы являлось изучение изменения биоактивности образцов из титановых сплавов на счет модификации поверхности методом лазерной гравировки для формирования регулярного микрорельефа из множества борозд и нанесения биоактивных покрытий на основе хитозана с микрочастицами гидроксиаппатита (ГАП) и адсорбированного фактора роста эндотелия сосудов. Для сравнения использовали образцы сплавов без обработки поверхности. Для оценки биологической активности на поверхность образцов наносили наносили мультипотентные мезенхимальные стромальные клетки (ММСК) человека и изучали изменение их адгезионного и остеогенного потенциала.

Установлено, что ММСК на поверхности образцов с модифицированной поверхностью активно распластываются, что свидетельствует о напряжении цитоскелета, ассоциированном с повышенной миграционной и пролиферативной активностью. Также отмечали повышенную наработку клетками щелочной фосфатазы, что указывает на остеогенную дифференцировку. Таким образом, были получены данные о повышении остеокондуктивности и остеоиндуктивности титановых сплавов с модифицированной поверхностью. Послойное расположение биоактивных компонентов на поверхности основы из сплава титана обеспечивает последовательную реализацию ответа со стороны организма на имплантат. После имплантации изделия в костный дефект рекомбинантный белок фактора роста эндотелия сосудов, адгезированный на поверхности, стимулирует формирование сети кровеносных капилляров, обеспечивающей васкуляризацию поверхности имплантата, что, в свою очередь, обеспечивает биодеградацию слоя хитозана и локальную мобилизацию клеток-предшественников эндотелиоцитов и остеобластов. Биодеградируя, хитозан высвобождает ГАП, обеспечивая адгезию клеток и их последующую дифференцировку в остеогенном направлении, т.е остеоиндуктивность изделия, что ведет к ускоренному неоостеогенезу вокруг имплантата, обеспечивая стабильный остеосинтез за счет формирования костной мозоли в области контакта с собственной костью и остеоинтеграции имплантата. Колонизация поверхности такой конструкции аутологичными ММСК до хирургической операции позволяет разрабатывать индивидуализированные медицинские изделия для улучшения эффекта хирургического лечения.

Исследование было выполнено при поддержке гранта РНФ #25-43-02004.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.13

ДВУХСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА ИЗ 3d МЕТАЛЛОВ Ni-Co-Mn-Ti

В.В.Коледов[1], В.Д.Бучельников[2], П.С.Смерчанский[1,4], А.П.Каманцев[1], Д.Д.Кузнецов[1], С.Д.Суслов[1], Е.В.Морозов[1], О.Е. Ковалев[3], Р.А.Сафонов[3], И.Ф.Грибанов[3], А.В.Головчан[3], Н.Ю.Ныркова[3], С.С.Жданов[5,1], В.М.Поварницын[5,1]

[1]ФГБУН «Институт радиотехники и электроники РАН им. В.А.Котельникова РАН, г. Москва

[2]ФГБОУ ВО «Челябинский государственный университет», г. Челябинск

[3]ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», г. Донецк

[4]ФГБОУ ВО «Высшая школа экономики», г. Москва

[5]ФБГОУ ВУ МГТУ им.Н.Э.Баумана, г.Москва

Victor_koledovl@mail.ru

Магнитоуправляемый термоупругий мартенситный переход в сплавах Гейслера Ni-Mn-X, где X = Ga, In ... изучается в связи с их перспективными функциональными свойствами, такими, как гигантский магнитокалорический эффект и магнитоуправляемый эффект памяти формы (ЭПФ) [1]. В последние годы привлекают внимание новое семейства сплавов Гейслера, включающее только 3d переходные металлы, в частности, Ni-Co-Mn-Ti, однако ЭПФ в них изучен недостаточно. Доклад посвящен описанию результатов экспериментального и теоретического исследования термоуправляемого мартенситного перехода и двухстороннего ЭПФ в быстрозакаленном сплаве Гейслера $Ni_{37}Co_{13}Mn_{35}Ti_{15}$ (см. Рис.1).

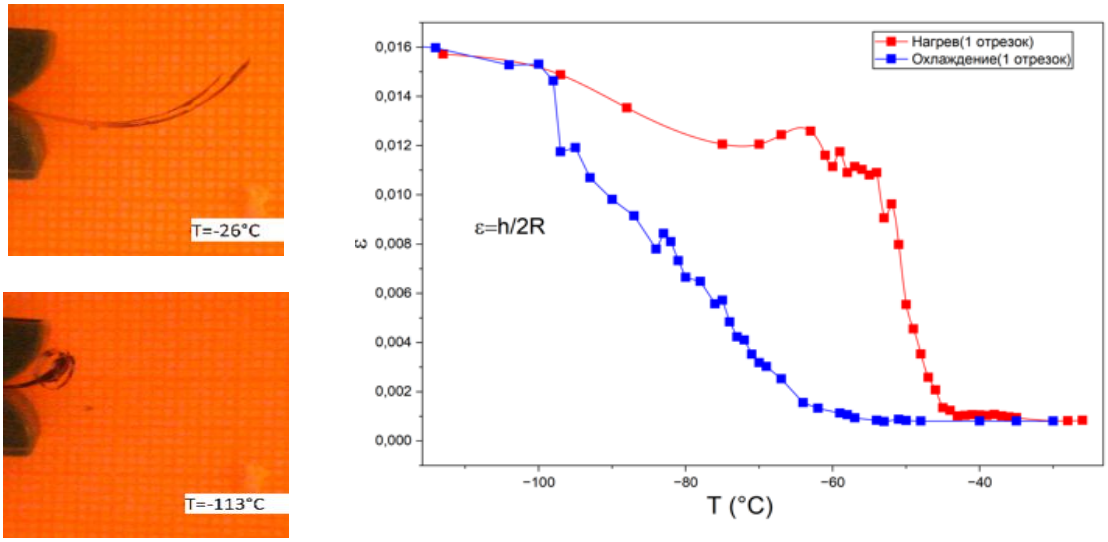


Рис. 1. Двусторонний ЭПФ в быстрозакаленной ленте ферромагнитного сплаве Гейслера из переходных 3d элементов $Ni_{37}Co_{13}Mn_{35}Ti_{15}$. (а) образец ленты сплава в аустенитной высокотемпературной фазе. (б) образец в мартенситной низкотемпературной фазе. (в) график зависимости изгибной деформации образца от температуры.

Работа выполнена в рамках Госзадания ИРЭ им.В.А.Котельникова РАН.

Литература

1. Cherechukin, A. A., Dikshtein I.E., *et al.* // Physics Letters A, 2001, 291(2-3), 175-183

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.14

ЭКСТРЕМАЛЬНЫЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КАК ИНСТРУМЕНТ ФОРМИРОВАНИЯ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Сундеев Р.В.[1,2], Шалимова А.В.[2], Рогачев С.О.[3]

[1] *ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия, shalimanna@yandex.ru*
[2] *РТУ МИРЭА, Москва, Россия,* sundeev55@yandex.ru
[3] *НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, csaap@mail.ru*

В современном физическом материаловедении методы больших пластических деформаций, прежде всего кручение под высоким давлением (КВД), заняли центральное место как инструмент получения объемных материалов с субмикрокристаллической и нанокристаллической структурной. Особый интерес вызывает способность КВД инициировать противоположно направленные фазовые переходы — кристаллизацию аморфных сплавов и аморфизацию кристаллических систем. Однако до сих пор отсутствует общепринятая концепция, объясняющая направление структурной эволюции: ключевая дискуссия ведется вокруг роли локального адиабатического разогрева в полосах сдвига, с одной стороны, и деформационно-стимулированной диффузии, обусловленной генерацией неравновесных дефектов, с другой. Разделение этих двух факторов в реальном эксперименте крайне затруднено, что препятствует прогнозированию конечного структурного состояния сплава.

В работе гибридные композиты формировали пакетной укладкой слоёв: кристаллические ленты технически чистой меди (Cu) и электротехнической стали (Fe–3%Si) толщиной 100 мкм, между которыми размещали аморфную ленту сплава $Fe_{75}B_{17}Si_8$ толщиной 20 мкм. Консолидацию проводили методом КВД при давлении 6 ГПа и скоростью 1 об/мин, с варьированием деформации (n = ¼, 1, 5, 10, 20, 25 оборотов). После деформации во всех композитах фиксируется консолидированная структура: аморфная фаза распределена в виде «сигарообразных» фрагментов с перемычками, размер которых уменьшается от центра к краю. При малых n (¼–1) длина фрагментов составляет 50–400 мкм, при n ≥ 20 они становятся мельче. Между аморфными включениями и матрицей сохраняется зазор, сужающийся от ~4 мкм (n=1) до ~0,5 мкм (n=25). Химический состав всех слоёв остаётся неизменным при всех режимах деформации.

На начальном этапе (n=¼) аморфный слой распадается на первичные фрагменты из-за низкой пластичности; пластичная матрица утоняется, обволакивает их и транслирует деформацию. Рост деформации вызывает разрыв перемычек и повторное измельчение фрагментов. Вследствие турбулентного течения материала в условиях КВД и разных скоростей деформации слоёв (из-за различия их твёрдости) твёрдые включения становятся барьерами для сдвиговой деформации в матрице, что инициирует локальные неустойчивости и перемешивание компонентов.

В результате КВД формируется мелкокристаллическая упрочнённая матрица (Cu) с равномерно распределёнными фрагментами аморфной фазы $Fe_{75}B_{17}Si_8$, сохраняющей исходные магнитные свойства. Предложен поэтапный механизм измельчения аморфных прослоек через образование «перемычек» и их последующий разрыв.

Авторы выражают благодарность РНФ за финансовую поддержку (грант 25-22-00132).

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.15

ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДЕФЕКТОВ НА НЕУПРУГИЕ ПРОЦЕССЫ В ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Варюхин В.Н., Малашенко В.В.
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, РФ
malashenko@donfti.dn.ua

В условиях высоких внешних нагрузок функциональные материалы подвергаются высокоскоростной деформации, в ходе которой дислокации совершают надбарьерное скольжение, преодолевая потенцивальные барьеры, создаваемые различными структурными дефектами, динамическим образом, поскольку их кинетическая энергия превосходит высоту этих барьеров. Следует отметить, что в мягких металлах надбарьерное скольжение реализуется даже при относительно невысоком уровне внешних напряжений. Анализ неупругих процессов в функциональных металлах в условиях высокоскоростной деформации может быть выполнен в рамках теории динамического взаимодействия дефектов (ДВД)

Теория ДВД базируется на использовании струнной модели дислокации Гранато- Люкке. Она позволила также удовлетворительно объяснить результаты огромного количества экспериментов по внутреннему трению. Однако при исследовании надбарьерного скольжения дислокаций, которое реализуется при высокоскоростном деформировании, порождённом интенсивными внешними нагрузками, возник ряд противоречий между теоретическими предсказаниями и экспериментальными данными. Попытка устранения этих противоречий и послужила главным толчком для создания и развития теории ДВД. В рамках этой теории была модифицирована струнная модель дислокации, и эта модификация сводится к трём основным пунктам.

1. Учтена нелинейность спектра дислокационных колебаний, возникающая в результате действия коллективных динамических эффектов.

2. Корректно учтены конечные размеры структурных дефектов, которыми обычно пренебрегали в рамках континуальной теории, что в случае высоких скоростей деформации оказалось недопустимым.

3. Учтено влияние динамической анизотропии, обусловленной появлением нового выделенного направления – скорости дислокационного скольжения.

Такая модификация струнной модели позволила не только объяснить многие экспериментальные результаты, но и предсказать новые динамические эффекты, которые ждут своей экспериментальной проверки. Огромную роль в динамическом поведении дислокаций играет спектральная щель, которая определяет величину динамического предела текучести и положение максимумов зависимости предела текучести от характеристик кристалла.

Достоинствами теории ДВД являются её относительная простота и физическая прозрачность. Она позволила выявить общие черты совершенно разных физических явлений: пластической деформации кристаллов, сверхтекучести жидкого гелия, сверхпроводимости металлов.

Кроме того, теория ДВД даёт возможность определения общих закономерностей динамических систем, имеющих колебательные степени свободы.

Литература

1. Gurrutxaga-Lerma B. // Phys. Rev. Materials. – 2025. – V. 9. I. 12.– P. 123605-123645.
2. Малашенко В.В. //ФТТ. – 2025. – Т. 67. № 10. – С. 1947-1950.
3. Малашенко В.В. //ФТТ. – 2026. – Т. 68. № 5. – С. 692-695.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.16

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ В АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Абросимова Г.Е.
Институт физики твердого тела им. Ю.А.Осипьяна Российской академии наук, Черноголовка, Россия, gea@issp.ac.ru

Рассмотрены особенности структурных трансформаций в аморфных и нанокристаллических металлических сплавах.

Особенности девитрификации аморфных сплавов, связанные с:

−изменением ближнего порядка в аморфной фазе в зависимости от состава или с изменением температуры;

−присутствием упорядоченных областей, ближний порядок которых распространяется на несколько координационных сфер;

−формированием на начальной стадии кристаллизации метастабильных фаз, ближний порядок которых близок к ближнему порядку аморфной фазы непосредственно перед началом кристаллизации;

−предшествующее кристаллизации расслоение аморфной фазы: образование гетерогенной структуры с областями разного состава и с разным типом ближнего порядка;

−независимая друг от друга кристаллизация аморфных областей с разным типом ближнего порядка в гетерогенной аморфной структуре (наностекле);

−зависимость степени совершенства образующихся нанокристаллов от их размера и химического состава.

Отличительные черты процессов кристаллизации связаны как с особенностью структуры металлических стекол, представляющих собой замороженный расплав, так и со сложностью и многоэтапностью перехода из неравновесного аморфного состояния в равновесное кристаллическое. Этот переход, как правило, начинается с формирования неравновесных кристаллических фаз (в том числе и квазикристаллических), проходит через цепочку фазовых превращений, и кончается образованием равновесных кристаллических фаз, причем происходящие трансформации структуры сопровождаются значительным изменением физических свойств. Промежуточные структурные состояния могут обладать достаточно высокой стабильностью, что открывает возможность получения новых материалов с требуемым комплексом физических свойств.

Рассмотрены примеры структурных трансформаций типа: однородная аморфная фаза → наностекло →метастабильная фаза и/или нанокристаллическая структура →равновесная («крупнокристаллическая») структура.

Исследование проведено в рамках госзадания ИФТТ РАН.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.17

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ОЦК β-ФАЗЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Дубинский С.М.[1], Страхов О.В.[1], Баранова А.П.[1], Сундеев Р.В.[2], Велигжанин А.А.[3], Храмов Е.В.[3], Колышкин Н.А.[3], Гришина О.В.[4], Менушенков А.П.[4], Прокошкин С.Д.[1]

[1]*НИТУ «МИСИС», Москва, Россия*

[2]*РТУ МИРЭА, Москва, Россия*

[3]*НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия*

[4]*НИЯУ МИФИ, Москва, Россия*

dubinskiy.sm@misis.ru

Некоторые металлы с ОЦК решеткой, такие как титан, цирконий, гафний и уран обладают аномально высокой скоростью диффузии. Сплавы на их основе могут проявлять аномальное постоянство упругих свойств (эливарное поведение) в широком температурном интервале. В ходе создания потенциалов межатомного взаимодействия сплавов систем Zr-Nb и U-Mo была выдвинута гипотеза о существовании квази-ОЦК решетки, в которой геометрическое среднее положение атомов совпадает с узлами ОЦК решетки, тогда как наиболее вероятное нахождение каждого атома в каждый момент времени находится вне узла этой кристаллической решетки. Такую решетку можно представить как обычную ОЦК решетку с большим количеством динамических локальных смещений преимущественно в плоскости {110}. Такая гипотеза позволяет объяснять проявление аномальной скорости диффузии и элинварное поведение в сплавах на основе квази-ОЦК металлов. Однако данная гипотеза не имеет прямого экспериментального подтверждения. Для ее проверки был проведен прямой сравнительный EXAFS эксперимент на синхротроне в условиях сосуществования одновременного теоретически предсказанной квази-ОЦК решетки и ее физического проявления – естественного элинварного поведения в сплавах Ti-22Nb-6Zr и Ti-40Nb (ат.%). В качестве элемента сравнения был выбран чистый ниобий т.е. классический ОЦК металл. Предварительные результаты показали значительные искажения осцилляций EXAFS функции в импульсном *k*-пространстве при $k > 7Å^{-1}$ на сплавах Ti-22Nb-6Zr и Ti-40Nb. Переход в пространство расстояний *R* для этих образов приводит к расщеплению пиков координационных сфер и появлению дополнительных пиков на расстояниях не характерных для классической ОЦК решетки. Данный эффект усиливается по мере увеличения весового коэффициента *kw* при Фурье-преобразовании EXAFS-осцилляций. Кроме того результаты вейфлет преобразование EXAFS-осцилляций свидетельсвуют о ближнепорядочном упорядочении по типу B2 в сплавах. В свою очередь, результаты, полученные на ниобии с классической ОЦК решеткой, однозначно интерпретируются и не имеют таких аномалий. Все это свидетельствует об искажении ОЦК решетки в сплавах Ti-22Nb-6Zr и Ti-40Nb и косвенно подтверждает существование квази-ОЦК решетки. Однако для однозначного подтверждения существования квази-ОЦК, требуются дополнительные исследования и получение достоверной модели квази-ОЦК по результатам эксперимента.

Эксперимент EXAFS выполнен на станции «Структурное материаловедение» уникальной научной установки Курчатовский специализированный источник синхротронного излучения "КИСИ-Курчатов". Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-73-10041, https://rscf.ru/project/25-73-10041/

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.18

ВЗАИМНАЯ ДИФФУЗИЯ В ТУГОПЛАВКОЙ СИСТЕМЕ Ti / Ti-Zr-Nb-Hf-Ta-Si / ZR

Разумовский М. И. [1], Горнакова А. С. [2], Родин А. О. [3,4]

1. АО "Композит", г. Королёв, Московская обл., ул. Пионерская, д.4, 141070

2. ИФТТ РАН, г. Черноголовка, Московская обл., ул. Академика Осипьяна д.2, 142432

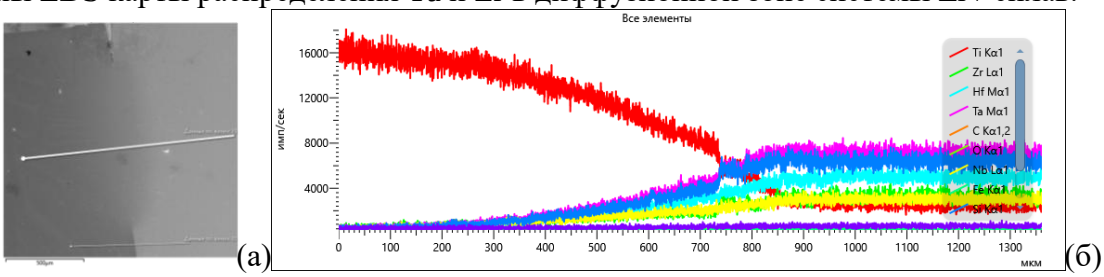
3. НИТУ МИСИС, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, 119049

4. РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва, Миусская пл., д. 9, 125047

Разработка новых жаропрочных сплавов требует данных об их фазовой и структурной стабильности. Одним из перспективных классов материалов являются сплавы на основе высокотемпературных ОЦК металлов. При этом могут рассматриваться как однофазные сплавы на основе твердых растворов, так и упрочняемые сплавы, в том числе с силицидным упрочнением. Одним из таких сплавов может быть Ti-Zr-Nb-Hf-Ta-Si (далее сплав).

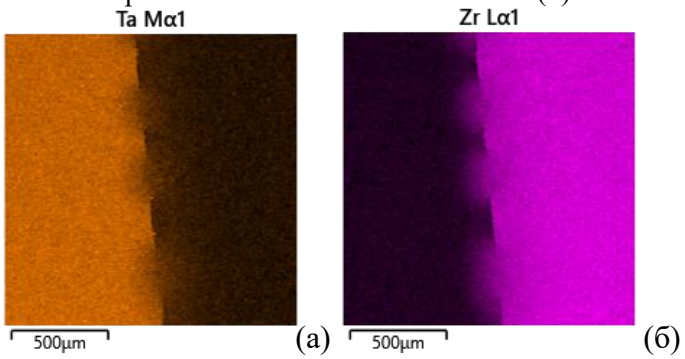
Диффузионную подвижность элементов в сплаве изучали путем исследования распределения элементов после диффузионного отжига в трехслойной системе Ti / сплав / Zr методом энергодисперсионного анализа (EDS) и сканирующей электронной микроскопии (SEM). На рисунке 1 (а) показана зона сварного соединения системы Ti / сплав после отжига при 1300 °C в течение 8 часов (режим А).

Быстрая диффузия элементов сплава в Ti и Zr обеспечивает значительный поток элементов и формирование концентрационного профиля, что позволяет определить параметры диффузии как в области сплава, так и в области Ti и Zr. Несимметричность профилей проникновения элементов сплава в Ti указывает на существенную зависимость коэффициента диффузии от концентрации (рисунок 1 (б)), изучение которой и есть основная цель настоящей работы. На рисунке 2 продемонстрированы EDS карты распределения Ta и Zr в диффузионной зоне системы Zr / сплав.



(а) (б)

Рисунок 1. Типичная зона сварного соединения (а) системы Ti / сплав после отжига по режиму А (фотография SEM); зависимость интенсивности отраженного излучения от глубины проникновения элементов сплава (б)



(а) (б)

Рисунок 2. Диффузионная зона системы Zr / сплав после отжига по режиму А; фотографии EDS карт распределения Ta [элемент сплава] (а) и Zr [элемент диффузионной пары] (б)

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.19

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ДИНАМИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК6 В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР 20°С – 500°С

Разоренов С.В.[1], Савиных А.С.[1], Гаркушин Г.В.[1], Бродова И.Г.[2], Ширинкина И.Г.[2]

[1]Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия, E-mail:razsv@ficp.ac.ru
[2.]Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия, E-mail:brodova@imp.uran.ru

На основе регистрации и анализа профилей скорости свободной поверхности проведены измерения динамического предела упругости и откольной прочности высокопрочного алюминиевого сплава АК6 в состоянии поставки и после термообработки. Ударное нагружение образцов разной толщины амплитудой ~2.5 ГПа осуществлялось с помощью пневматической пушки, а регистрация волновых профилей – лазерным доплеровским измерителем VISAR с высоким пространственно-временным разрешением. Найдено, что термообработка образцов сплава АК6 увеличивает его динамический предел упругости более, чем в 2.5 раза, а откольную прочность – примерно в полтора раза. Затухание упругого предвестника при распространении упругой волны на начальном участке до 1 мм происходит быстрее. При увеличении скорости деформирования перед откольным разрушением на два порядка откольная прочность для исходных образцов увеличивается примерно на 70%, тогда как рост откольной прочности термообработанных образцов составляет не более 35%. Высокотемпературные эксперименты показали, что влияние температуры на сплав АК6 в исходном состоянии имеет «атермический» характер – его динамический предел упругости растет с ростом температуры, увеличение температуры термоупрочненных образцов приводит к снижению их динамического предела упругости. Откольная прочность исходных образцов практически не зависит от температуры до 400^0С, дальнейший рост температуры снижает ее примерно на 20%, увеличение температуры термоупрочненных образцов выше 500^0С снижает их откольную прочность на ~40%.

Работа выполнена в рамках Госзадания Минобрнауки России по программе «Комплексное исследование физико-химических свойств и процессов в веществе в условиях высокоэнергетических воздействий», № темы FFSG-2024-0001, рег. № 124020600049-8. Электронно-микроскопические исследования проведены в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН, работа выполнена в рамках Госзадания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.20

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТОК НА КИНЕТИКУ ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ И РАВНОВЕСНЫХ СТРУКТУР В СПЛАВАХ ТИПА Fe_3Ga

Щербаков А.А.[a,b], Палачева В.В.[a,b], Чеверикин В.В.[a], Самойлова Н.Ю.[b], Балагуров А.М.[b], Головин И.С.[a,b]

[a] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва*

[b] *Лаборатория нейтронной физики им. И. М. Франка, ОИЯИ, Дубна*

shcherbakov.aa@misis.ru

Сплавы системы Fe–Ga (галфенолы) представляют значительный интерес как функциональные материалы благодаря наивысшим значениям магнитострикции среди сплавов без редкоземельных элементов. В области концентраций около 27 ат. % Ga в сплаве возможно формирование нескольких структурных состояний, включая $D0_3$, $D0_{19}$ и $L1_2$ фазы. Фазовый состав образцов определяется термической обработкой и определяет функциональные свойства материала.

Целью настоящей работы являлось исследование фазовых превращений в объемных образцах сплава Fe–27Ga с различным размером зерна методом нейтронографии в режиме реального времени при многостадийной термической обработке.

Показано, что кинетика перехода метастабильная $D0_3$ → равновесная $L1_2$ существенно зависит от размера зерна исходной метастабильной структуры: при уменьшении размера зерна $D0_3$ фазы от 500 до 10 мкм последующий отжиг при 475 °C приводит к сокращению времени превращения с 80 до 16 минут [1]. Аналогичный эффект влияния размера зерна $D0_3$ фазы имеет место при превращении из метастабильной $D0_3$ фазы в равновесную $D0_{19}$ при 640ºC. Кинетика перехода из неравновесной $L1_2$ → в равновесную $D0_{19}$ фазу при температурах 620–660 °C показала, что время полного превращения сокращается с увеличением температуры в 5 раз (с 43 до 8 минут), в то время как при фазовом превращении $D0_3$ → $L1_2$ пик скорости превращения наблюдается при температуре 500-525°C [2].

Отдельный интерес представляют результаты исследования фазообразования при охлаждении. Охлаждение из области существования равновесной A2 фазы с разной скоростью приводит к формированию смеси фаз, соотношение которых существенно зависит от скорости охлаждения, в то время как охлаждение из равновесной $D0_{19}$ области приводит к формированию при комнатной температуре противоположного соотношения фаз.

Показано, что ключевыми факторами, определяющими кинетику фазовых превращений, являются размер зерна исходной метастабильной $D0_3$-фазы и термическая предыстория материала. Полученные результаты могут быть использованы при разработке режимов термической обработки галфенолов для управления фазовым составом и магнитострикционными свойствами.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 26-13-00152.

Список литературы

1. I.S. Golovin, A.A. Shcherbakov, V.V. Cheverikin, V.V. Palacheva, A.M. Balagurov, Influence of grain size of metastable phases in Fe_3Ga-type intermetallic compound on their transition to equilibrium structure, Intermetallics 191 (2026) 109215.
2. V.V. Palacheva, A.A. Shcherbakov, V.V. Cheverikin, E.N. Zanaeva, A.M. Balagurov, I.S. Golovin, Time temperature transition and effect of thermocycling ($D0_3 \leftrightarrow L1_2$) on Fe_3Ga-type alloy structure, Intermetallics 175 (2024) 108528.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.21

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПОРИСТО-МОНОЛИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ TiNi

Аникеев С.Г., Большевич Е.А.
Томский государственный университет, Томск, Россия, Anikeev_sergey@mail.ru

Среди металлических биосовместимых материалов особое место занимают сплавы на основе никелида титана (TiNi), демонстрирующие уникальное сочетание высокой коррозионной стойкости, усталостной прочности и функциональных свойств, таких как эффект памяти формы и сверхэластичность. Эти свойства обусловлены обратимыми термоупругими мартенситными превращениями между высокотемпературной аустенитной фазой B2 и низкотемпературной мартенситной фазой B19'. Пористо-монолитные материалы на основе TiNi представляют собой перспективный класс биосовместимых конструкций, сочетающих преимущества монолитных и пористых структур. Монолитная основа таких материалов обеспечивает высокие прочностные и деформационные характеристики, необходимые для выполнения конструкционных функций в организме. В то же время, пористый поверхностный слой с развитой поверхностью, имитирующей трабекулярную структуру кости, способствует прорастанию костной и соединительной ткани ускоряя процесс остеоинтеграции имплантата. Подобные материалы особенно востребованы травматологии, ортопедии и челюстно-лицевой хирургии для замещения сегментарных дефектов костей.

Настоящая работа посвящена решению актуальной научно-технической задаче по разработке и комплексному исследованию новой технологии получения пористо-монолитных материалов на основе никелида титана. Технология основана на синергии двух процессов: реакционно-диффузионного спекания с активирующей добавкой для низкотемпературного получения композита с качественным переходным слоем и последующей электронно-пучковой обработки для создания на его поверхности однородного, очищенного от вредных примесных фаз, коррозионно-стойкого слоя с оптимизированной топографией. Реализация данного подхода направлена на создание нового поколения биосовместимых имплантатов с заданным градиентом свойств, сочетающих высокие конструкционные характеристики с превосходной биоактивностью и долговременной стабильностью в условиях организма.

Получены данные о закономерностях влияния модифицирующих обработок на структурные особенности экспериментальных пористо-монолитных материалов на основе никелида титана с реакционной добавкой на каждом этапе модификации методами оптической, растровой металлографии. На основе полученных результатов способ получения коррозионностойкого пористо-монолитного материала на основе никелида титана с реакционной добавкой порошков титана и никеля в пропорции 1:1 к основной шихте TiNi. Установлено, что оптимальным режимом для формирования однородного оксидного покрытия на поверхности TiNi является термообработка на воздухе при 400 °C. Данное покрытие демонстрирует максимальную коррозионную стойкость в физиологическом растворе. Разработанный способ создания пористо-монолитного материала на основе никелида титана с коррозионно-стойким покрытием на основе оксида титана позволит разработать новый класс эндопротезов ребер для использования в торакальной хирургии и травматологии.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.22

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ НИТЕЙ НА ОСНОВЕ TiNi

Артюхова Н. В., Лобань В.В.

Томский государственный университет, Томск, Россия, artyukhova_nad@mail.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) сочетают в себе свойства эффекта памяти формы, сверхэластичности, биосовместимость, отличные коррозионные и механические свойства. [1]. Монолитный материал TiNi используют для создания тонких нитей диаметром до 30-60 мкм которые применяют в качестве шовного материала, для плетения текстильных, войлочных имплантируемых конструкций [2]. Такие конструкции позволяют решать сложные функциональные задачи в области хирургии мягких тканей. Однако в некоторых случаях в отдаленные сроки наблюдается прорезывание имплантатом мягких тканей. Причина связана с разностью модуля Юнга в паре “имплантат-ткань”, что приводит к накоплению дефектов в структуре материалов под действием постоянной знакопеременной нагрузки. Решением данной проблемы может выступить модификация функциональных свойств тонких нитей TiNi за счет стабилизации мартенситной фазы в процессе криогенного воздействия. Цель настоящей работы заключается в исследовании влияния криогенной обработки на структурные и прочностные свойства тонких нитей на основе TiNi. Слитки изготавливались методом вакуумной индукционной плавки с использованием губчатого Ti (ТГ-90) и Ni (Н1). Между этапами утонения слитки отжигали при температурах 900-950 °С в трубчатой печи СУОЛ 0.4.4/12. Особенности структуры тонких нитей исследовали методами рентгеновской дифракции (XRD), сканирующей электронной микроскопии (SEM), энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDS). Для SEM и EDS исследований ламели (10х8х 0,2 мкм^3) получали методом FIB с использованием Hitachi FB2100. Фазовый состав образцов исследовался с помощью дифрактометра XRD 6000. Особенности макро- и микроструктуры экспериментальных образцов изучались в высоком вакууме на микроскопе Quanta 200 3D. Для исследования процесса стабилизации мартенситной фазы, исходные тонкие проволоки TiNi подвергались криогенному воздействию (охлаждению в жидком азоте до температуры -196 °С). Деформационно-прочностные характеристики образцов диаметра 40 мкм и длиной 50 мм, регистрировались по кривым σ(ε), полученным на установке Instron 3369. Модуль Юнга определяли по соотношению σ/ε на линейном участке зависимости σ(ε). Установлено, что тонкие нити имеют композитную структуру на основе фаз TiNi(B2), $TiNi_3$, TiC и TiO_2. Криогенная обработка тонкой нити TiNi позволила перейти от однофазного структурного состояния B2 к двухфазному B2+B19', что указывает на стабилизацию мартенситной фазы после охлаждения. Полученный материал, после криогенной обработке, продемонстрировал снижение модуля Юнга на 10 ГПа. Это основано на образование кристаллов-двойников атомного масштаба внутри зерен, имеющих средний размер 15–17 нм. Обработанный образец имел более высокие показатели деформационно-прочностных характеристик.

Литература

1. E.A. Bolshevich, S.G. Anikeev, N.V. Artyukhova et al., Russ. Phys. J., 67, 2024
2. K. Tsuchiya, Y. Hada, T. Koyano, et al., Scripta Mater., 60, 9, 2009.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.23

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА ПАРАМЕТРЫ ФЕРРОМАГНИТНОГО РЕЗОНАНСА КОМПОЗИТНЫХ ПЛЁНОК $CoFeB/SiO_2$, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ПРЯМОМ И НАКЛОННОМ НАПЫЛЕНИИ

Котов Л. Н.[1], Блинов З.Н.[1], Ковалев П. Д.[1], Заварин Д. В.[1], Калинин Ю. Е.[2], Ситников А.В.[2]

[1]*Сыктывкарский государственный университет, Сыктывкар, Россия,*
kotovln@mail.ru, blinovzosim@gmail.com

[2]*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия,*
kalinin48@mail.ru

Композитные материалы и плёнки широко востребованы в различных областях науки и техники — от наноэлектроники до медицины — и остаются объектом повышенного внимания учёных, благодаря их уникальному сочетанию физико-химических свойств [1]. Исследования, проведённые в работах [1, 2] показали, что электромагнитные свойства металл-диэлектрических композитных плёнок в значительной степени определяются структурой, определяемой концентрацией компонентов и условиями напыления. В данной работе исследуется влияние суммарной концентрации x атомов Co, Fe и геометрии напыления (прямого и наклонного) на параметры ферромагнитного резонанса (ФМР) композитных плёнок $CoFeB/SiO_2$ и выявляется связь между структурой и электромагнитными свойствами. Напыление плёнок проведено при помощи ионной бомбардировки пластин-мишеней, состоящих из металлического магнитного сплава $Co_{41}Fe_{39}B_{20}$ и диоксида кремния SiO_2 в атмосфере аргона с последующим осаждением выбитых частиц на полимерный лист 297x210 мм^2 толщиной 30 мкм. При напылении плёнок F серии пучок ионов аргона был направлен под прямым углом к пластинам-мишеням и под углом 45^o для плёнок серии G. Были проведены исследования рельефа и магнитно-фазового контраста (МФК) поверхности плёнок с использованием атомно-силового микроскопа с кантилевером и магнитным зондом MFM10. Параметры ФМР (ширина линии ΔB и резонансное поле B_r) вычислялись на основе магнитных спектров плёнок, полученных на радиоспектрометре РЭ-1306, в зависимости от индукции постоянного магнитного поля, изменяющегося от 0 до 0.7 Тл. Измерения магнитных спектров осуществлялось при разных углах между постоянным магнитным полем и плоскостью плёнки. Анализ изображений МФК показал, что порог перколяции для плёнок серии G смещается по концентрации x на 8 ат. % относительно плёнок F серии. Аналогичное смещение по концентрации x наблюдается и для кривых зависимостей $B_r(x)$, $\Delta B(x)$ для плёнок F и G серий. Полученные результаты исследований показывают, что условия напыления плёнок оказывают существенное влияние на структуру и параметры ФМР композитных плёнок $CoFeB/SiO_2$.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда, № 25-72-20063, https://rscf.ru/project/25-72-20063/.

Литература

1. Блинов З.Н., Котов Л.Н., Устюгов В.А., Ковалёв П.Д., Заварин Д.В., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2026. – № 2. – С. 3-9.
2. Блинов З.Н., Котов Л.Н., Устюгов В.А., Заварин Д.В., Ковалев П.Д., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // ФТТ. – 2025. – Т 67. – № 12. – С. 2407-2411.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.24

ОБЩНОСТЬ И РАЗЛИЧИЯ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ И ЛОКАЛЬНЫХ ОКРУЖЕНИЙ Fe В ДВУХ СИСТЕМАХ (ОРТОФЕРРИТАХ) $La_{1-x}A_xFeO_{3-\gamma}$ (A= Sr, Ca)

Седых В. Д.[1], Рыбченко О. Г.[1], Русаков В. С.[2]

[1] *Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия*

[2] *Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия*

E-mail: sedykh@issp.ac.ru

В работе проведено сравнение структуры, валентных состояний и локальных окружений ионов железа в двух системах ферритов лантана $La_{1-x}Ca_xFeO_{3-\gamma}$ и $La_{1-x}Sr_xFeO_{3-\gamma}$ с использованием данных рентгеноструктурного анализа и мессбауэровской спектроскопии. В этих ферритах ионы La^{3+} замещаются на ионы Ca^{2+} или стронция Sr^{2+}. При этом в структуре появляются кислородные вакансии и смешанная валентность железа (Fe^{3+} и Fe^{4+}), которая получается при синтезе на воздухе, когда происходят окислительные процессы. С ростом количества замещающего элемента растет число кислородных вакансий (уменьшается количество кислорода).

Известно, что ионный радиус Sr немного больше, а ионный радиус Ca немного меньше, чем у La. Поэтому объем ячейки на формульную единицу в образцах с кальцием убывает быстрее с ростом количества Ca, чем со Sr (рис.1).

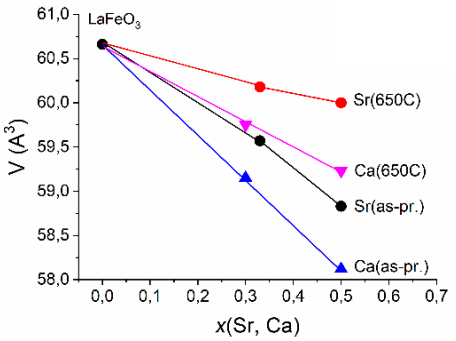


Рис.1.Зависимость объема кристаллической ячейки от количества замещающего элемента (Ca или Sr) для двух систем ферритов лантана.

Мессбауэровская спектроскопия позволяет получить информацию о валентных состояниях ионов железа, их количестве (рис.2), количестве кислородных вакансий (Рис.3) и кислорода.

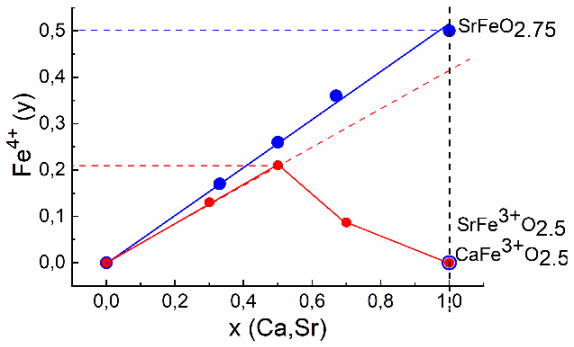


Рис.2. Зависимость количества ионов Fe^{4+} от концентрации ионов Ca, Sr.

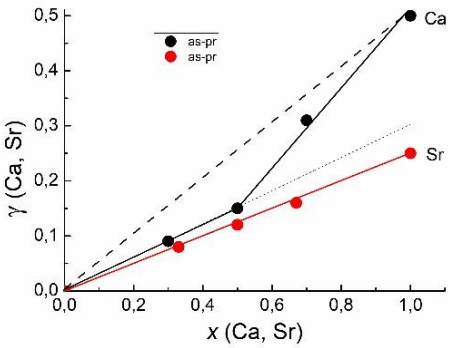


Рис.3. Зависимость числа кислородных вакансий от количества ионов Ca, Sr.

В работе проанализированы общность, различия, а также их причины, двух систем ферритов лантана. Одно из главных различий – в крайней точке с x=1 в синтезированном образце Sr-замещенного феррита максимальное количество ионов Fe^{4+}, а в Ca-замещенном феррите ионов Fe^{4+} нет, только ионы Fe^{3+}.

Литература

1. Седых В.Д., Рыбченко О.Г., Русаков В.С., Гапочка А.М., Дмитриев А.И., Першина Е.А., Зайцев С.В., Мелетов К.П., Кулаков В.И., Иванов А.И // ФТТ. – 2025. Т. 67. -№ 9. – С. 1765-1775.
2. Седых В.Д., Рыбченко О.Г., Дмитриев А.И., Кулаков В.И., Гапочка А.М., Русаков В.С. // ФТТ. – 2024. Т. 66. - № 11. С. 1973-1982.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.25

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА ПРОВОДИМОСТЬ И ПАРАМЕТРЫ ФЕРРОМАГНИТНОГО РЕЗОНАНСА КОМПОЗИТНЫХ ПЛЕНОК (CoTaNb+MgO)

Котов Л. Н.[1], Гаврилюк С. И.[1], Ковалев П. Д.[1], Калинин Ю. Е. [2], Ситников А. В.[2]
[1]Сыктывкарский государственный университет, Сыктывкар, Россия, kotovln@mail.ru
[2] Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия, kalinin48@mail.ru

Композитные плёнки остаются объектом повышенного внимания исследователей благодаря их уникальному сочетанию физико-химических свойств [1]. Электромагнитные свойства композитных плёнок могут изменяться в широких пределах за счёт изменения состава, структуры и условий напыления [2]. В данной работе исследуется влияние концентрации x металлического сплава $CoTaNb$ и структуры композитных плёнок (CoTaNb+MgO) на проводимость и параметры ферромагнитного резонанса (ФМР) и выявляется связь между ними. Напыление плёнок осуществлялось при помощи ионной бомбардировки пластин-мишеней, состоящих из магнитного сплава $CoTaNb$ и оксида магния MgO, в атмосфере аргона при давлении 16 мПа, с последующим осаждением выбитых частиц на полимерный лист 297×210 мм^2 толщиной 30 мкм. Были проведены исследования рельефа и магнитно-фазового контраста (МФК) поверхности плёнок с использованием атомно-силового микроскопа с кантилевером и магнитным зондом MFM10. Параметры ФМР (ширина линии ΔB и резонансное поле B_r) вычислялись на основе магнитных спектров плёнок, полученных на радиоспектрометре РЭ-1306, в зависимости от индукции постоянного магнитного поля, изменяющегося от 0 до 0.7 Тл. Во время эксперимента постоянное и переменное магнитное поле с частотой 9.4 ГГц, лежали в плоскости плёнок и были взаимно перпендикулярно друг к другу. Анализ изображений МФК показал, что в зависимости от x для плёнок (CoTaNb+MgO) характерна гранулярная и гранулярно-перколяционная структура. Перколяционная структура с ростом x претерпевает существенные изменения: от микрообластей разной формы до металлических полос, и далее - до металлической матрицы с диэлектрическими включениями. Результаты экспериментов показали, что рост концентрации x в композитных плёнках (CoTaNb+MgO) приводит к немонотонному уменьшению удельного сопротивления, резонансного поля и ширины линии ФМР. На концентрационной зависимости ширины линии ФМР наблюдается два широких минимума, которые связаны с критическими изменениями структуры плёнок. Результаты исследований показывают, что метод ФМР является структурно-чувствительным методом исследования тонких композитных металл-диэлектрических плёнок.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда, № 25-72-20063, https://rscf.ru/project/25-72-20063/.

Литература

1. Котов Л.Н., Лебедев С.В., Королёва А.В., Уткин А.А., Гаврилюк С.И., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2025. – Т. 19. – № 12. – С. 66-76.
2. Блинов З.Н., Котов Л.Н., Устюгов В.А., Ковалёв П.Д., Заварин Д.В., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2026. – № 2. – С. 3-9.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.26

МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В $Mn_{1-t}Ti_tAs$

Ныркова Н.Ю.[1], А.В. Головчан[1], О.Е. Ковалёв[1], И.Ф. Грибанов[1], А.П. Каманцев[1,2], В.И. Митюк[3], Л.Н. Бутвина[1,4]

[1]*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк*
[2]*Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва*
[3]*Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению, Минск*
[4]*Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Научный центр волоконной оптики им. Е.М. Дианова, Москва, Россия*
golovchan1@yandex.ru

На протяжении многих десятилетий арсенид марганца привлекает внимание исследователей многообразием магнитных фаз и фазовых превращений (ФП). Интерес исследователей подогревается важными для практического применения свойствами этого вещества: значительным магниторезистивным эффектом, большой магнитострикцией и гигантским магнитокалорическим эффектом (МКЭ). Рекордные значения МКЭ обусловлены сильной взаимосвязью магнитной и структурной подсистем, которая выражается в формировании резкого магнитоструктурного ФП из ромбической парамагнитной в гексагональную ферромагнитную фазу. Титан, замещая марганец, расширяет кристаллическую решетку, выступая аналогом отрицательного давления [1]. Это позволяет детально изучить окрестность тройной точки, в которой происходит слияние линий магнитного и магнитоструктурного ФП.

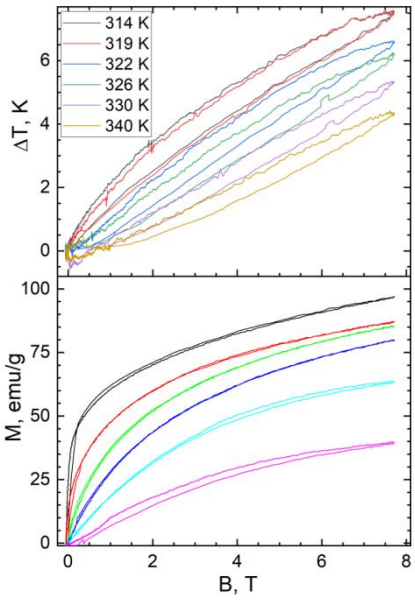


Рис.1. МКЭ в $Mn_{0.93}Ti_{0.07}As$, измеренный прямым методом в импульсном магнитном поле 7,6 Тл.

В представленной работе исследовано влияние свойств ФП на величину МКЭ. Измерения МКЭ проводились бесконтактным методом с помощью волоконно-оптического датчика температуры [2] при охлаждении образца с обязательным контролем исходного состояния (парамагнитное). Согласно данным магнитных измерений в диапазоне концентраций Ti от 5% до 7% род магнитного ФП изменяется с первого на второй, что согласуется с исчезновением критических полей индуцирования ферромагнитной фазы в импульсном магнитном поле (Рис.1). Величина МКЭ при этом уменьшается с ΔT = 9 К до 7,5 К. Такое изменение вызвано влиянием двух факторов. (1) структурный и магнитный вклады в изменение полной энтропии MnAs при магнитоструктурном ФП имеют разные знаки[3], соответственно при «отключении» структурного вклада МКЭ должен возрастать; (2) плавное изменение магнитных характеристик при ФП второго рода приводит к уменьшению магнитного вклада в изменение полной энтропии системы.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00587, https://rscf.ru/project/25-19-00587/

Литература

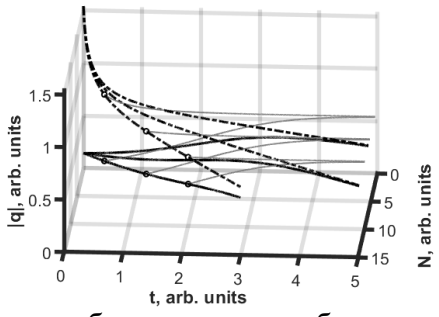
1. И.Ф. Грибанов, Э.А. Завадский, А.П. Сиваченко // ФНТ. – 1982. - №8. – С.939.
2. А.П. Каманцев, А.А. Амиров, Д.М. Юсупов и др.//ФММ.–2023.–Т.124. – С. 1025.
3. В.И. Вальков, И.Ф. Грибанов, Б.М. Тодрис и др. // ФТТ. – 2018. - №6. – С.1113.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.27

ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПОЛЗУЧЕСТЬ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ РАСТВОРОВ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ

Заворотнев Ю.Д.[1], Гладилин О.А.[1], Томашевская Е.Ю.[2]
[1]*ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», ДНР, Россия*
E-mail: zavorotnev.yurii@mail.ru
[2]*ФГБОУ ВО «Донецкий национальный университет экономики и торговли имени Михаила Туган-Барановского», ДНР, Донецк, Россия*

При исследовании двухкомпонентных сплавов на основе меди при наложении интенсивной пластической деформации кручения (ИПДКР) [1] были обнаружены нетривиальные особенности поведения макро- и микропараметров образцов. В частности, независимо от температуры отжига, которая задает размер элементарной ячейки, при наложении ИПДКР все объекты переходили в одно и тоже стационарное состояние. Это состояние оказывается энергетически выгодным, поскольку при возрастании числа оборотов минимальное значение свободной энергии смещается и достигает экстремальной величины в стационарном состоянии и при этом имеет место минимальная пластичность и максимальное упрочнение. При построении теории [1] использовалась феноменологическая теория Ландау. Неравновесный потенциал разлагался в ряд по четным степеням структурного параметра порядка (ПП). Возникновение спиральной структуры учитывалось с помощью инвариантов Лифшица, т.е. производных первого порядка от ПП. В настоящей работе дополнительно учтено наличие дислокационной подсистемы. Поскольку плотность дислокаций является большой величиной, то разлагать потенциал в ряд по этой величине невозможно. Поэтому разложение проводилось по целому рациональному базису инвариантов (ЦРБИ), построенному на основе тензора второго ранга пространственной плотности дислокаций. На рисунке изображены две совокупности кривых, соответствующих поведению структурного ПП после двух разных температур отжига при разных скоростях нагружения ИПДКР. Видно, что при увеличении числа оборотов все кривые с разными скоростями асимптотически сходятся к стационарному состоянию. Аналогичным образом ведет себя и тензор плотности дислокаций. Поскольку этот тензор связан с градиентом тензора пластической деформации, то изменение дислокационного ПП означает непрерывное изменение градиентной структуры образца, в частности размера зерна, частиц второй фазы и т.д. Тонкими черными сплошными линиями показаны временное поведение структурного ПП при разных фиксированных значениях угла поворота, т.е. текучесть, которая в отличие от пластичности обусловлена диффузионными процессами. Полученные результаты свидетельствуют, что феноменологическая теория Ландау при использовании эволюционного уравнения Ландау-Халатникова достаточно удовлетворительно описывает процессы, происходящие при наложении ИПДКР.



Литература

1. Yu. D. Zavorotnev, P. B. Straumal, E. Yu. Tomashevskaya, and B. B. Straumal. // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2024. - V. 18, № 2. - P. 241–247.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.28

ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ С ЭЛИНВАРНЫМ ПОВЕДЕНИЕМ НОВОГО ТИПА

Баранова А. П.[1], Дубинский С. М.[1], Скирпичникова А. А.[1], Базлов А. И.[1], Елисеева О.-Л. В.[1], Маркова Г. В.[2], Пермякова Д. В.[2], Жукова Ю. С.[1], Кадиров П. О.[1], Садыкова Ю. А.[1], Прокошкин С. Д.[1]

[1]Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия, baranova.al.pavlovna@yandex.ru; sdubinskiy@gmail.com; skirpichnikova@internet.ru; bazlovmisis@gmail.com; eliseeva.olli@gmail.com; zhukova@misis.ru; pulat_1993-2009@mail.ru; yuliyasadikova03@mail.ru; sprokoshkin@mail.ru.

[2]Тульский государственный университет ТулГУ, Тула, Россия galv.mark@rambler.ru; darya.per@gmail.com.

Разработка новых немагнитных коррозионностойких материалов с постоянным уровнем упругих свойств в широком температурном интервале – элинварным поведением для колебательных измерительных систем, используемых в миниатюрных датчиках и сенсорах, например, акселерометрах, является перспективной и важной задачей. Датчики, изготовленные из элинварных сплавов, кроме прямого авиакосмического применения, могут быть использованы в робототехнике и других высокотехнологичных областях, где основными требованиями являются высокая точность и нечувствительность к магнитным полям. Для решения данной задачи применяют материалы с элинварным поведением.

Ранее на титановом сплаве с памятью формы Ti-22Nb-6Zr (ат. %) был обнаружен новый тип элинварного поведения при охлаждении в интервале температур 550…150 °С (ΔT=400 °С), основанный на уникальном межатомном взаимодействии в ОЦК β-фазе титановых сплавов. Повышение скорости нагрева позволило подавить выделение изотермической ω-фазы и получить элинварное поведение как при охлаждении, так и при нагреве. Одним из наиболее важных преимуществ элинварного поведения нового типа является аномально широкий температурный интервал, который ограничен температурным интервалом существования β-фаз, что составляет сотни градусов, тогда как у элинварного эффекта отличной природы интервал не превышает 200 °С. Особенности проявления элинварного поведения нового типа в сплаве Ti-22Nb-6Zr затрудняет практическое применение, поэтому поиск новых сплавов, обладающих более совершенным элинварным поведением нового типа является актуальным.

Для поиска элинварного эффекта были получены метастабильный β-сплав Ti-22Nb-15Zr и стабильные β-сплавы Ti-(40…50)Nb и Ti-(12,6…20)Mo. Была проведена разработка технологической цепочки, обеспечивающей формирование однофазной рекристаллизованной β структуры. Показано, что сплавы Ti-22Nb-15Zr, Ti-(40…50)Nb обладают элинварным поведением нового типа как при нагреве, так и при охлаждении в аномально широком температурном от $T_{комн.}$ до ≈600 °С и интервале скоростей нагрева более 2,5 °С/мин с температурным коэффициентом модуля упругости порядка 10^{-5} $С^{-1}$. Установлено, что сплавы элинварным поведением нового типа немагнитные и коррозионностойкие.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-73-10041, https://rscf.ru/project/25-73-10041/

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.29

ОСОБЕННОСТИ ИСКАЖЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ α-Fe ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Филиппова В. П.[1], Исаенкова М.Г. [2], Крымская О.А. [2], Томчук А. А.[1,3,4]
[1]*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, РФ, varia.filippova@yandex.ru*
[2]*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, РФ, isamarg@mail.ru, olgakrym@mbox.ru*
[3]*МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва, РФ,* [4]*РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва, РФ, tomchuk-a@yandex.ru*

Компьютерным моделированием межатомных парных взаимодействий методом молекулярной динамики (ММД), показано, что образование вакансий вызывает локальное уменьшение межатомных расстояний в кристаллической решетке чистого α-Fe, а бивакансий − увеличение.

В образцах чистого α-Fe и сплавах, содержащих малое количество растворенных примесей, исследованных методом рентгеновской дифрактометрии, наблюдалось отклонение концентрационной зависимости периода решетки от линейного соотношения в сторону увеличения, что может указывать на преобладающее количество бивакансий по сравнению с вакансиями.

Методом рентгеновской дифрактометрии исследовалось влияние малорастворимых элементов (P, S, B, Sn, N, C) на период кристаллической твердых растворов на основе α-Fe при интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением (КВД), с применением наковальни Бриджмена. Установлено, что в условиях квазигидростатического давления, происходит как уменьшение, так и увеличение периода кристаллической решетки твердых растворов по сравнению с недеформированным состоянием. При этом, в образце чистого α-Fe и сплаве с минимальным содержанием растворенных компонентов происходит деформационное увеличение периода решетки.

Полученные результаты обсуждаются с позиций возможных механизмов взаимодействия атомов растворенных элементов с образующимися при деформации точечными дефектами, исходя из действия принципа Ле-Шателье. А именно: влияние КВД деформации на период кристаллической решетки твердых растворов на основе α-Fe объясняется взаимодействием между растворенными атомами разного сорта, вызывающими сжимающие (P, S) или растягивающие (Sn, B) искажения, а также изменением растворимости элементов под действием сжимающей нагрузки.

Наблюдаемое деформационное увеличение периода кристаллической решетки по сравнению с недеформированным состоянием образцов чистого α-Fe и сплава с минимальным содержанием растворенных компонентов противоречит объяснению экспериментальных результатов взаимодействием растворенных атомов и вакансий, основанному на принципе Ле-Шателье. Возможным механизмом увеличения периода кристаллической решетки чистого α-Fe при деформации КВД в условиях квазигидростатического давления является образование бивакансий, вызывающих локальное увеличение межатомных расстояний, что подтверждается компьютерным моделированием межатомных парных взаимодействий.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.30

ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe–30Mn–5Si

Садыкова Ю.А., Кадиров П.О., Жукова Ю.С., Прокошкин С.Д.
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС, Москва, Россия, yuliyasadikova03@mail.ru

Среди биодеградируемых металлических материалов все большее внимание уделяется железным сплавам, благодаря их высоким механическим характеристикам и отсутствию выделения водорода при биорезорбции. Однако несмотря на высокие механические свойства, сплавы на основе Fe характеризуется низкой скоростью биодеградации. На основании предыдущих исследвоаний было установлено, что сплав состава Fe–30Mn–5Si характеризуется наилучшим комплексом функциональных свойств, что делает его перспективным материалом для изготовления временных имплантатов.

Радиально-сдвиговая прокатка (РСП) эффективный метод получения из разных сплавов длинномерных прутков – наиболее востребованных полуфабрикатов для ортопедических изделий. Однако РСП вызывает анизотропию свойств из-за различий в структуре в разных зонах прутка. Более того, в процессе РСП возможно формирование сквозного дефекта, который способствует разрушению заготовка. В связи с этим, в настоящей работе перед РСП проводилась мультиосевая ковка (МК) для устранения литой микроструктуры.

На основании вышесказанного, целью данной работы было исследование влияния ТМО включающей МК при 900 °С с последующей РСП при 900 °С на микроструктуру, фазовый состав, механические и электрохимические свойства биорезорбируемого сплава Fe–30Mn–5Si. С помощью комбинированной ТМО были получены длинномерные прутковые полуфабрикаты диаметрами 20 мм, и минимально возможного для РСП – 12 мм.

Было выявлено, что сочетание МК с РСП способствует формированию низкой анизотропии микроструктуры между центральной и периферийной зонах. Микроструктура характеризуется наличием мелких равноосных зерен (до 20 мкм), и, по мере увеличения степени деформации средний размер зерна уменьшается, что приводит к повышению прочностных показателей, в то время как модуль Юнга и относительное удлинение до разрушения остаются приблизительно одинаковыми. После МК для сплава характерно значение скорости биодеградации 0,23 мм/год. После проведения РСП показатель увеличивается до 0,40 мм/год и до 0,39 мм/год при получении прутковых заготовок диаметрами 20 мм и 12 мм соответственно. Значения максимального количества циклов до разрушения для разных обработок практически не различаются, но все выбранные режимы ТМО приводят к значительному повышению функциональной коррозионно-усталостной долговечности сплава по сравнению с обработкой до применения ТМО.

Ранее было доказано, что формирование ε-мартенсита охлаждения путем понижения температуры сплава Fe–30Mn–5Si после МК до отрицательных значений позволяет повысить его скорость биодеградации. В связи с этим следующим этапом исследования будет проведено изменение фазового состава сплава после обработки, придающей ему наилучший комплекс свойств, путем наведения мартенсита охлаждения.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №25-79-10241.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.31

КИНЕТИКА β→ω и β→α ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ Ti-18Zr-13Nb-2Sn С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Страхов О.В.[1], Дубинский С.М.[1], Баранова А.П. [1], Табачкова Н.Ю.[1,2], Веверикин В.В. [1,2], Карелин Р.Д.[1,3], Базлов А.И. [1,4], Прокошкин С.Д.[1]

[1] *НИТУ МИСИС, Москва, Россия*

[2]*МГУ, Москва, Россия*

[3]*ИМЕТ РАН, Москва, Россия*

[4]*СПБГУ, Санкт-Петербург, Россия*

strakhov.ov@misis.ru

Сплавы с памятью формы системы Ti-Zr-Nb-Sn являются перспективными материалами для ортопедии и травматологии. Так они обладают биохимической совместимостью, а также сверхупругим поведением, идентичным поведению костной ткани. Наиболее эффективным способом достижения в данных сплавах высокой прочности является старение, в результате которого выделяются *ω*– *и α*– фазы. Однако, имеющиеся на сегодняшний день исследования в большинстве своём показывают влияние *ω*– *и α*– фаз на механические и функциональные свойства сплавов системы Ti-Zr-Nb-Sn, и не рассматривают кинетику *β→ω* и *β→α* превращений. Целью данной работы является комплексное исследование кинетики образования изотермических *ω* и *α*– фаз в сплаве Ti-18Zr-13Nb-2Sn в зависимости от структурного состояния, схемы выходов в интервалы изотермических *β→ω* и *β→α* превращений, а также времени нахождения в них.

Для формирования разных структурных состояний сплав Ti-18Zr-13Nb-2Sn с памятью формы был подвергнут холодной прокатке с e = 0,3 и последеформационным отжигам при температурах 650°C и 800°C в течение 30 минут. Изотермические выдержки проведены при температурах изотермических превращений 300°C (*β→ω*), 400°C (*β→α*) в течение 3 и 24 часов, а также при 360°C (*β→ω→α*) в течение 24 часов. Выход в интервал изотермических превращений осуществляли по двум схемам: (1) охлаждение от температуры рекристаллизации до температур изотермических превращений и (2) нагрев от комнатной температуры до температур изотермических превращений. Также исследовано влияние пластической деформации с e = 0,1 при температурах изотермических превращений (300 и 400°C) на реализацию *β→ω* и *β→α* превращений. Полнота реализации изотермических превращений, морфология и распределение частиц изотермических фаз исследованы методами рентгеновского дифракционного анализа и просвечивающей электронной микроскопии.

Таким, образом, показано, что структура, состоящая из зёрен *β*-фазы размером 250 – 300 мкм и пластин *α″*–фазы, сформированная в ходе холодной прокатки (e = 0,3) с поледеформационным отжигом (650°C, 30 мин) является более благоприятной для образования *ω*– *и α*– фаз, чем структура сформированная в результате холодной прокатки (e = 0,3) и последеформационного отжига (800°C, 30 мин) и состоящая из зёрен *β*–фазы размером 30 – 40 мкм. Установлено, что *β→ω* протекает более интенсивно при выходе в интервал старения по схеме (1), а *β→α* по схеме (2). Старение при температуре *β→ω→α* превращения приводит к образованию *α*–фазы. Пластической деформации с e = 0,1 при температурах *β→ω* и *β→α* превращений не способствует интенсивному выделению изотермических фаз.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00871, https://rscf.ru/project/25-19-00871/.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.32

СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕНТ СПЛАВА Al–9,5 Mn, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Свиридова Е.А.[1], Васильев С.В.[1], Ткаченко В.М.[1], Лимановский А.И.[1], Соколовский Я.С.[1], Ткач В.И.[1]

[1]*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Россия*

E-mail: ksvir@list.ru

Сплавы на основе системы Al-Mn представляют собой класс промышленных материалов, широкое практическое применение которых обусловлено высокой коррозионной стойкостью, хорошей обрабатываемостью и низкой стоимостью. Одним из факторов, ограничивающих области применения, является низкая прочность, что обусловлено низкой растворимостью марганца в алюминии. Однако сплавы бинарной системы Al-Mn склонны к образованию широкого ряда пересыщенных твердых растворов в условиях быстрой закалки и под воздействием интенсивной пластической деформации.

Исходя из этого, целью работы было исследовать влияния деформации кручением под высоким давлением (КВД) на структурные параметры и механические свойства лент сплава Al–9,5 вес. % Mn, полученного быстрой закалкой из расплава в исходном и термообработанном состояниях.

Методами рентгенографии, сканирующей электронной микроскопии, измерения микротвердости и испытаний на трехточечный изгиб, установлено, что:

- закалка из расплава приводит к формированию пересыщенного твердого раствора с концентрацией 6,8 вес. % Mn, что согласуется с литературными данными [1], а последующий отжиг приводит к ее снижению до практически равновесного значения 1,12 вес. % и укрупнению частиц структурных составляющих, микротвердость при этом также снижается от 885 МПа до 653 МПа;

- консолидация исходных лент методом КВД под давлением 2 ГПа приводит к снижению, а отожженных лент – к возрастанию насыщенности твердых растворов, значения которых практически сравниваются (3,7 и 3,8 вес. % соответственно) при кручении на 6 оборотов. Микротвердость дисков, консолидированных из исходных и отожженных лент, при этом возрастает и достигает значений равных 2150 ± 210 и 2045 ± 200 МПа после кручения на 6 оборотов, тогда как пластичность снижается (от 2,5 до 2,2 % и от 3,8 до 2,8 %);

- в рамках аддитивной модели прочности [2] оценены вклады зернограничного, дислокационного, твердорастворного и дисперсионного механизмов упрочнения и показано, как изменяется доля этих вкладов в процессе деформации;

- полученные значения микротвердости и структурных параметров дисков после кручения на 6 оборотов указывают на достижение в сплаве Al – 9,5 вес. % Mn эквифинального состояния, уровень неравновесности которого определяется использованным режимом деформирования.

Литература

1. Якунин А.А., Осипов И.И., Ткач В.И., Лысенко А.Б. // ФММ. – 1977. - Т. 43. - №1. - С. 140–144.
2. Орлова Т.С., Садыков Д.И., Кириленко Д.А., Лихачев А.И., Левин А.А. // ФТТ. – 2025. – Т. 67. - № 3. – С. 435–443.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.33

ФОРМИРОВАНИЕ КИНКОВ В СТРУКТУРАХ БЕЗ ЦЕНТРА ИНВЕРСИИ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Гладилин О.А.[1], Заворотнев Ю.Д.[1], Томашевская Е.Ю.[2]
[1]*ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», ДНР, Россия*
E-mail: gladilinog@gmail.com
[2]*ФГБОУ ВО «Донецкий национальный университет экономики и торговли имени Михаила Туган-Барановского», ДНР, Донецк, Россия*

Современное описание процессов структурной релаксации в условиях интенсивного крутильного нагружения базируется на расширенном варианте термодинамического подхода Ландау. В эту схему, наряду с классическими параметрами порядка, последовательно встраиваются переменные, характеризующие дислокационный субстрат, что позволяет учитывать обратную связь между полем дефектов и перестройкой кристаллической матрицы. Как показано в [1], динамика системы на этапе выхода к равновесному пределу не является монотонной — она содержит затухающие колебательные компоненты, а траектории изменения плотности дислокаций обнаруживают нетривиальные особенности: участки с резким ускорением сменяются спиралевидными петлями в фазовом пространстве. Дополнительное усложнение возникает в структурах с инверсионной симметрией, где линейные градиентные члены тождественно равны нулю; в таких случаях спиральная мода перестройки может быть корректно воспроизведена лишь через квадратичные формы от производных более высокого ранга.

Вместе с тем, за рамками детального анализа остаётся вопрос о том, как степень внешнего силового воздействия — параметризованная через величину крутящего момента $M(N)$ — модифицирует сам тип неравновесной эволюции. Подавляющее большинство известных моделей построено для отдельных, заранее выделенных сценариев (например, для режима с плавной релаксацией или для случая ярко выраженной колебательной предвестницы), но не даёт предсказаний относительно условий переключения между этими режимами. Особый интерес представляет конкуренция трёх факторов — инерционного запаздывания, упругого отклика и диссипативного рассеяния, — поскольку именно их соотношение, по-видимому, задаёт границу между качественно различными типами поведения дефектной подсистемы. Не менее важно выяснить, каким образом варьирование нагрузки влияет на степень взаимной подстройки (корреляции) между динамикой решёточных искажений и перераспределением дислокационного ансамбля, особенно в переходных областях, где ни один из механизмов не является доминирующим.

Литература

1. Гладилин О.А, Заворотнев Ю.Д., Метлов Л.С. // ФТТ. 2025. Т. 67. С. 2001–2007.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.34

НЕРАВНОВЕСНАЯ (НЕСТАЦИОНАРНАЯ) ЭВОЛЮЦИОННАЯ ТЕРМОДИНАМИКА. ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ

Метлов Л. С.
ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина», Донецк, РФ, lsmet@donfti.ru

Метод неравновесной (нестационарной) эволюционной термодинамики (НЭТ) был предложен для описания эволюции структурных дефектов в простых металлах при мегапластической (интенсивной) пластической деформации (МПД) [1, 2] и неоднократно докладывался на настоящей конференции [3]. В рамках данного варианта метода предполагалось, что структурное, концентрационное и фазовое состояние материала не меняется, меняется только плотность структурных дефектов, что является оправданным для большинства классических вариантов МПД. Кроме того, классическое МПД осуществляется при низких (комнатных) температурах и общее изменение температуры при этом находится в пределах нескольких градусам, что позволяет пренебречь релаксационными тепловыми процессами.

Однако в последнее время, МПД начали подвергать материалы, которые при этом испытывают концентрационные переходы [4, 5], фазовые переходы типа порядок-беспорядок [6, 7] и т.д. В первом случае одновременно с изменением дефектной структуры происходит дополнительное растворение компонента (серебра в меди), который вместе со всей системой выходит на стационарный режим [4]. Источником растворяемого компонента в данном случае является фаза, состоящая из зерен серебра [4]. Выход на стационарный режим в данном случае произойдет, если в данной фазе будет достаточно содержаться серебра. Атомы растворенного компонента рассматриваются в такой постановке, как вид структурного дефекта.

Во втором случае в сплаве Fe_3Al (начальное упорядочение DO_3) в процессе МПД происходит полное разупорядочение компонентов по 4-м ГЦК подрешеткам, а при дальнейшем деформировании возникает парадоксальное явление частичного восстановления упорядочения в версии B_2. На базе НЭТ нами предложено три варианта теоретического описания данного явления. В первом варианте деформационное искажение трактуется, как некоторый новый вид структурного дефекта, для которого уместно записать эволюционные уравнения НЭТ [3]. В этом случае система естественным образом выходит на ненулевое значение параметра порядка. Во втором варианте важная роль отводится связи между плотностью дислокаций и параметрами порядка, а также процессам рекристаллизации на уменьшение плотности дислокаций и восстановлению порядка в процессе ИПД.

Большое значение имеет развитие НЭТ на случай высоких температур, что привлекательно для описания регулируемого аустенитного превращения в сталях [8].

Литература

1. Metlov L.C. // Phys. Rev. Lett. – 2011. – V. 106. C. – 165506(4).
2. Metlov L.C. // Phys. Rev. E. – 2014. – V. 90. C. – 122124(8).
3. Метлов Л.С., Глезер А.М. // ФКС-2025. – 2025. С. – 209.
4. Straumal B.B. at al. // Acta Mat. – 2020. – V. 195. C. – 184-198.
5. Metlov L.S., Gordey M.M. // J. Phys.: Conf. Ser. – 2021. – V. 2052. C. – 012026(8).
6. Glezer A.M. at al. // J. Alloys Comp. – 2018. – V. 744. C. – 791-796.
7. Гордей М.М. Метлов Л.С., Варюхин В.Н. // ФТВД. – 2026. – Т. 36, № 2 С. – 83-91.
8. Кругляков А.А. и др. // Изв. ВУЗов. Цветн. Мет. – 2023. – Т. 66(5). С. – 554-563.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.35

ДИАГНОСТИЧЕСКИЕ И МУЛЬТИМОДАЛЬНЫЕ АППЛИКАТОРЫ И ЗОНДЫ НА ОСНОВЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛОВ САПФИРА

И.Н.Долганова[1], А.А.Платонова[2], А.К.Зотов[2], Тимашов Д.В.[1], И.А.Шикунова[1], К.И.Зайцев[2], В.Н.Курлов[1]

[1]*Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия,* in.dolganova@gmail.com

[2] *Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия*

ВВЕДЕНИЕ Сочетание свойств сапфира позволяет рассматривать его в качестве материала для изготовления различных медицинских устройств и инструментов [1]. Он выдерживает существенные механические, термические и химические нагрузки, биосовместим и прозрачен в широком диапазоне электромагнитного спектра, позволяя эффективно доставлять излучение к тканям. Среди таких инструментов представляют интерес сапфировые аппликаторы и зонды, осуществляющие диагностическую функцию, фототермическую и фотодинамическую лазерную терапию, а также комбинирующие эти опции между собой и с другими видами воздействия (механическое рассечение, криодеструкция, аспирация). Для создания таких инструментов используется профилированный сапфир, полученный с помощью роста кристаллов из расплава по методу Степанова. С помощью такого подхода были разработаны нейрохирургический зонд, криоаппликатор с контролем криодеструкции, интраоперационный зонд для измерения экстинкции тканей, компактные насадки и иглы для внутритканевой фототерапии мягких тканей и естественных каналов.

САПФИРОВЫЕ АППЛИКАТОРЫ И ЗОНДЫ Перечислим основные особенности указанных сапфировых инструментов. Нейрохирургический контактный зонд, предназначенный для интраоперационного определения границ опухоли с помощью флуоресцентной спектроскопии, последующего удаления (аспирации) тканей, а также коагуляции прилегающих сосудов [2]. Волоконный зонд для интраоперационного анализа состояния ткани на основе регистрации диффузного рассеяния позволяет восстанавливать коэффициент экстинкции ткани, что было использовано для оценки изменения микроциркуляции в мышечных тканях *in vivo* [3]. Был предложен сапфировый криоаппликатор, обеспечивающий формирование айсбола и одновременный мониторинг глубины промерзания ткани в процессе криодеструкции с помощью анализа диффузного рассеяния [4, 5]. Для проведения лазерной терапии были разработаны сапфировые иглы с внутренним капиллярным каналом, обеспечивающие заданную распределение излучения [6]. Для лазерного воздействия на стенки естественных каналов изготовлены волоконные насадки с торцевым либо радиальным выводом излучения [7].

ВЫВОДЫ Сапфировые аппликаторы и зонды, обеспечивающие доставку оптического излучения к тканям, представляют перспективный класс медицинских устройств для терапии и диагностики.

Литература

1. Katyba G.M., et al. // Prog. Cryst. Grow. Charact. Mater. – 2018. – Vol. 64. – P. 131□151.
2. Шикунова И.А. и др. // Оптика и спектроскопия. – 2019. – Т. 126. – С. 627–635.
3. Platonova A.A. et al. // J. Biophotonics. – 2024. – Vol. 17. – P. e202400368.
4. Dolganova I.N. et al. // J. Biophotonics. – 2023. – Vol. 16. – P. e202200288.
5. Zotov A.K. et al. // Sensors. – 2024. – Vol. 24. – P. 3655.
6. Shikunova I.A. et al. // J. Biomed. Photonics Eng. – 2024. – Vol. 10. – P. 040315.
7. Shikunova I.A. et al. // J. Biophotonics. – 2025. – P. e202500474.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.36

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭНТРОПИЙНЫХ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ ДЛЯ АНАЛИЗА СТРУКТУРНОЙ УПОРЯДОЧЕННОСТИ, СКЛОННОСТИ К РЕЛАКСАЦИИ И СТЕКЛООБРАЗУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКОЛ И ИХ РАСПЛАВОВ

Макаров А.С.[1], Кобелев Н.П.[2], Хоник В.А.[1]
[1]Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, РФ
v.a.khonik@yandex.ru
[2]Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, РФ
nkobelev@yandex.ru

Использование термодинамических функций, в том числе энтропии, для анализа свойств переохлажденных расплавов было начато в конце 90-х годов прошлого века. При этом, как правило, вычислялись избыточные термодинамические функции переохлажденного расплава по отношению к материнскому кристаллу. Анализ свойств собственно стекла при этом выпадал из рассмотрения. Недавно нами был предложен метод расчета термодинамических функций стекла по отношению к материнскому кристаллу (Makarov *et al*. J. Phys. Cond. Matter 33 (2021) 435701). Метод основан на калориметрических исследованиях стекла (при температурах от комнатной до полной кристаллизации) и кристалла. Избыточная энтропия стекла по отношению к кристаллу при этом определяется как $\Delta S(T) = \frac{1}{\dot{T}}\int_{T}^{T_{cr}} \frac{\Delta W(T)}{T} dT$, где $\Delta W(T) = W_{gl}(T) - W_{cr}(T)$, где $W_{gl}(T)$ и $W_{cr(T)}$ – тепловые потоки от образца в состоянии стекла и после полной кристаллизации при $T = T_{cr}$, соответственно, $\dot{T}$ – скорость нагрева.

Этот алгоритм был реализован для вычисления температурных зависимостей избыточной энтропии ΔS для примерно 40 металлических стекол (МС) в различных состояниях. При этом были получены следующие основные результаты.

- Избыточная энтропия ΔS является весьма чувствительной характеристикой структурного состояния МС. Чувствительность ΔS к термообработке стекла значительно выше, чем чувствительность как прямых структурных методов, так и косвенных оценок релаксации структуры на основе изменений физических свойств.
- Избыточная энтропия является также чувствительной характеристикой релаксации физических свойств МС. Чем выше ΔS, тем в большей степени проявляются релаксационные явления. В частности, степень релаксации напряжений в состоянии переохлажденной жидкости (вблизи температуры стеклования) растет с ростом ΔS, тогда как сдвиговая вязкость снижается. Установлена связь кинетической фрагильности с избыточной энтропией.
- Можно ввести безразмерный энтропийный параметр структурного беспорядка, характеризующий изменения структуры МС в различных температурных интервалах. Этот параметр можно использовать для оценки изменений структурного порядка в результате термообработки, а также сравнения упорядочения как различных МС, так и стекол различных классов (в частности, халькогенидных стекол).
- Имеется ярко выраженная корреляция энтропийного параметра порядка со стеклообразующей способностью переохлаждённых материнских расплавов.
- Так называемые «высокоэнтропийные» МС (т.е. стекла с большой энтропией смешения) на самом деле являются стеклами с низкой избыточной энтропией и, соответственно, с низкой релаксационной способностью.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.37

ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ НА ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В СТАЛИ 0,33C-1,85Si ПРИ ФИКСИРОВАННЫХ ДОЛЯХ МАРТЕНСИТА И АУСТЕНИТА

Ткачёв Е. С.[1], Борисов С. И.[1]

[1] *Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, tkachev_e@bsuedu.ru*

Улучшение комплекса механических свойств высокопрочных сталей с повышенным содержанием кремния может быть достигнуто за счёт формирования многофазной структуры со значительной объёмной долей остаточного аустенита, обеспечивающего рост пластичности и деформационного упрочнения за счёт TRIP-эффекта (Transformation-Induced Plasticity). Такая структура может быть получена при многоступенчатой обработке, включающей прерывистую закалку (Q&P обработка). При этом в зависимости от температуры прерывистой закалки и изотермической выдержки, времени изотермического отжига и скорости конечного охлаждения, в структуре формируются различные микроструктурные составляющие, включая обедненный углеродом мартенсит, бейнитный феррит, мартенсит закалки (M2) и остаточный аустенит различного размера и формы [1,2].

Настоящая работа направлена на установление влияния продолжительности изотермической выдержки на перераспределение углерода и микроструктуру стали и Fe-0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr при Q&P обработке. Для этого сталь была подвержена аустенитизации при 900°C в течение 10 минут, закалке в соляной раствор до температур T_Q 190, 210, 230, 250 и 270°C (соответствующие доли первичного мартенсита 0,82; 0,78; 0,72; 0,64 и 0,56) и изотермической выдержке при 350°C длительностью, P_t, 20 с и 600 с для каждой T_Q с окончательным охлаждением в воду.

Показано что с ростом T_Q от 190 до 270°C, доля хрупкого вторичного мартенсита монотонно возрастает с 4% до 17%. Низкое содержание углерода в M2 (~0,5-0,6 вес.%) и высокая температура его образования указывают на то, что за 20 секунд процесс перераспределения углерода из первичного мартенсита в аустенит не завершается полностью.

Полученные результаты показывают, что продолжительность изотермической выдержки при 350 °C оказывает ключевое влияние на стабильность остаточного аустенита в стали Fe-0,33C-1,85Si при Q&P-обработке. Короткая выдержка (20 с) приводит к накоплению значительной доли M2 при повышенных T_Q (до 17% при T_Q=270°C), что указывает на неполное перераспределение углерода и недостаточную химическую стабилизацию аустенита. Увеличение времени выдержки до 600 с наиболее эффективно при высоких T_Q (250–270°C), снижая долю M2 и повышая среднее содержание углерода в нем до ~0,8 вес.%, что согласуется с более полной стабилизацией аустенита углеродом.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-00031, https://rscf.ru/project/25-79-00031/.

Литература

1. Dai Z., Yang Z., Zhang C., Chen H. Fundamentals and Application of Solid-State Phase Transformations for Advanced High Strength Steels Containing Metastable Retained Austenite. Mater. Sci. Eng. R, 2021, 143, 100590.
2. Li, Y., Chen, S., Wang, C., San Martín, D., & Xu, W. Modeling retained austenite in Q&P steels accounting for the bainitic transformation and correction of its mismatch on optimal conditions // Acta Mater, – 2020. – Vol. 188. – P. 528-538. – DOI: 10.1016/j.actamat.2020.02.033.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.38

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА КАНТОРА, АЗОТИРОВАННОГО ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Данилова Л.В.[1], Астафуров С.В.[2], Загибалова Е.А.[3], Астафурова Е.Г.[4]
[1]*ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,* dlv@ispms.ru
[2]*ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,* svastafurov@gmail.com
[3]*ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,* zagibalova.elena@ispms.ru
[4]*ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,* elena.g.astafurova@ispms.ru

В работе выполнен рентгеноструктурный анализ (РСА) образцов высокоэнтропийного сплава Кантора $Fe_{19,8}Mn_{19,5}Cr_{18,6}Ni_{21}Co_{21,1}$ после ионно-плазменного азотирования (ИПА) при температурах 400, 450, 500, 550 и 600 °С (1 ч). Исходный сплав Кантора обладает крупнокристаллической ГЦК-структурой (a = 3,6097 Å). После ИПА на поверхности образцов был сформирован упрочнённый слой из композиционной и диффузионной зон [1, 2].

РСА показал присутствие нескольких фаз с ГЦК-решеткой в композиционной зоне. Параметры кристаллических решеток двух из них близки к параметру исходной ГЦК-фазы ($ГЦК_1$-фаза, $ГЦК_2$-фаза), а для третьей и четвертой фаз – к параметру решетки нитрида хрома (CrN). Установлено, что после азотирования при 400 °С параметр кристаллической решетки $ГЦК_1$-фазы выше, чем у исходной ГЦК фазы, но он уменьшается по мере роста температуры ИПА (от 3,6432 при $T_{ИПО}$ = 400 °С до 3,6062 Å при $T_{ИПО}$ = 550 °С). Это объясняется совокупностью конкурирующих процессов расширения кристаллической решетки из-за твердорастровного упрочнения сплав азотом, а также ее уменьшения из-за обеднения азотом и хромом при формировании нитридов. $ГЦК_2$-фаза, вероятно, обеднена по азоту и имеет самый маленький параметр кристаллической решетки при всех режимах обработки (3,5828 – 3,5619 Å), и с увеличением температуры ИПА она уменьшается. Эта фаза, вероятнее всего, соответствует областям «матрицы», примыкающим к нитридам и наиболее обедненным по азоту и хрому.

Показано, что параметры кристаллических решеток сформированных комплексных нитридов отличаются от эталонного 4,149 Å, (PDF# 65-2899) в большую (4,1849 – 4,152 Å) или меньшую (4,1565 – 4,0631 Å) сторону, но при увеличении температуры ИПА стремятся к нему. Это объясняется тем, что помимо атомов хрома в формировании нитридов при более низких температурах ИПА принимают участие атомы других элементов (например, Mn), но с увеличением температуры ИПА формируются мононитриды хрома.

Таким образом, проведенный анализ показал, что в процессе ИПА в композиционном слое формируется композиционно-сложное структурное состояние, существенно зависящее от температуры обработки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00199. Результаты получены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Литература

1. Астафуров С.В., Майер Г.Г., Загибалова Е.А., Мельников Е.В., Данилова Л.В., Нифонтов А.С., Лучин А.В., Лысунец М.А. // Физическая мезомеханика. – 2026. – Т. 29. – № 2. – С. 122-131.
2. Astafurov S.V., Luchin A.V., Maier G.G., Danilova L.V., Zagibalova E.A., Melnikov E.V., Nifontov A.S., Astafurov E.G. // Materials Science & Engineering A. – 2026. – Vol. 953. – C. P. 149719.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.39

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ГИДРОЭКСТРУЗИЕЙ НА УПРОЧНЕНИЕ МЕДИ В КРУПНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ

Яшарова Е.В.[1], Сенникова Л.Ф.[1], Суровицкий В.Д.[1], Бурховецкий В.В.[1], Глазунова В.А.[1]

[1]*ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», г. Донецк, РФ*

yasharova.liza@yandex.ru

Гидроэкструзия является одним из эффективных методов обработки металлов давлением, позволяющим совмещать процессы формообразования и упрочнения. Отличительной особенностью данного способа является использование жидкой рабочей среды, что обеспечивает гидростатический режим деформирования и существенно снижает потери на трение [1]. В основном исследования процесса проводят на крупнокристаллических (КК) материалах, тогда как влияние ГЭ на субмикрокристаллические (СМК) структуры остается дискуссионным. Однако недавние эксперименты на медных и алюминиевых образцах подтверждают целесообразность использования данного метода для упрочнения СМК заготовок [2–4]. Цель данной работы заключается в исследовании влияния ГЭ на изменения механических характеристик меди в КК и СМК состояниях.

Исследуемым материалом выступила бескислородная медь марки М0б. КК состояние с размером зерен порядка 20 мкм обеспечивалось вакуумным отжигом (600 °С, 2 ч). СМК состояние с размером зерен 0,2 мкм было достигнуто с помощью интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования. В исходном состоянии предел прочности КК и СМК меди составил 242 МПа и 434 МПа, а относительное удлинение – 47,1% и 19,3%, соответственно. Заготовки обрабатывали ГЭ с величиной разовой логарифмической деформации в интервале от $e = 0,3$ до $e = 1,2$ шагом 0,3. Для анализа структуры применяли просвечивающую электронную микроскопию, прочностные и пластические свойства определяли испытаниями на растяжение (ГОСТ 1497–84), морфологию изломов исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии.

По результатам исследования влияния ГЭ на механические характеристики меди было установлено, что для КК меди прирост предела прочности при максимальной деформации ГЭ достигает почти 80% относительно исходного уровня. В то же время максимальный прирост прочности СМК меди наблюдается при деформации ГЭ $e = 0,6–0,9$ и составляет 10%. Пластичность СМК меди выше, чем у КК меди, практически на всем интервале деформаций ГЭ.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ, бюджетная тема FREZ-2024-0001.

Литература

1. Garbacz H., Topolski K., Motyka M., // Nanospd5, edited by A. G. Werner, W. Skrotzki, L. S. Toth, Elsevier. – 2019. – p. 57.
2. Яшарова Е., Гангало А., Суровицкий В., Бурховецкий В. // ФПСМ. – 2026. – Т. 23. – № 1. – С. 124–132.
3. Сенникова Л.Ф., Гангало А.Н., Свиридова Е.А., Васильев С.В., Ткаченко В.М. // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. – 2024. – № 4 (87). – С. 71-76.
4. Гангало А.Н., Яшарова Е.В., Сенникова Л.Ф., Суровицкий В.Д., Бурховецкий В.В., Глазунова В.А. // Деформация и разрушение материалов. – 2025. – №10. – С. 19-27.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.40

КРИСТАЛЛЫ ФУЛЛЕРИТОВ, ВЫРАЩЕННЫЕ В КОСМОСЕ

Ажгалиева А. С.[1], Борисенко Е. Б.[1], Колесников Н. Н.[1], Кузьмин А. В.[1], Симонов С. В.[1], Тимонина А. В.[1], Шахлевич О. Ф.[1]

[1]*ФГБУН Институт физики твердого тела им. Ю. А. Осипьяна РАН, г. Черноголовка, Россия, E-mail: borisenk@issp.ac.ru*

Предварительно очищенный порошок С60 [1] насыпали в кварцевую ампулу, которую откачивали до 10^{-3} Па, запаивали и помещали в мультизонную печь, которая базировалась на борту МКС. Процесс роста был полностью автоматизирован, профиль температуры поддерживался постоянным и контролировался термопарами по всей длине ампулы. В зоне испарения поддерживалась температура 610 ºС понижающаяся с максимальным градиентом 5 º/см в зоне осаждения. По данным рентгенофазового анализа полученные кристаллы однофазные, кристаллизовались только в кубической модификации С60. ИК спектры содержат четыре пика поглощения и подтверждают этот результат. При этом в горячей зоне испарения образовывался зеренный кристалл, тогда как в холодной области вырастали монокристаллы, имеющие огранку. Рентгеновская съемка полюсных фигур (ПФ) образцов из горячей зоны показала, что они представляют собой кристаллы с малой разориентацией крупных блоков, имеющие преимущественную ориентацию {111}<112>, а также содержат ориентацию {110}<100>. Съемка на монокристальном дифрактометре кристаллов, полученных в холодной зоне, показала, что это монокристаллы, содержащие двойники, с характерной для ГЦК решетки осью двойникования <111>.

На Рис. 1 виден типичный монокристалл фуллерита, ИК спектр которого изображен на Рис. 2. Фото с оптического микроскопа (Рис. 1) показывает одиночный кристалл, боковые грани которого зеркально симметричны, что указывает на их двойниковую взаимную ориентацию. По внешнему виду кристалла и установленной экспериментально оси двойникования, можно предположить, что это двойник шпинели.

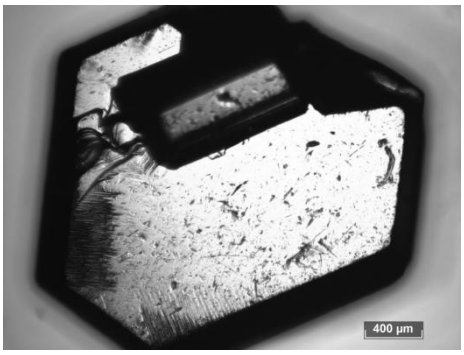


Рис. 1. Монокристалл фуллерита

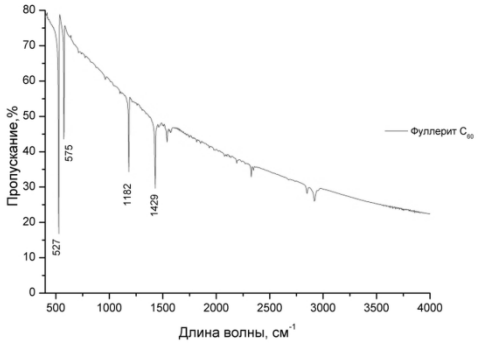


Рис. 2. ИК спектр монокристалла фуллерита

Литература

1. Bazhenov A.V., Borisenko D.N., Borisenko E.B., Senchenkov A.S., Egorov A.V. Kolesnikov N.N., Levchenko A.A. // Nanosystems: Physics, Chemistry, Mathematics. – 2018.- Т. 9. - №1ю – С. 38-40

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.41

ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ДОПИРОВАННОГО ДИОКСИДА ТИТАНА

Чиркунова Н.В.[1,2], Дорогов М.В.[1]
[1]*Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия,* mvdorogov@itmo.ru
[2]*Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,*
natchv@yandex.ru

Диоксид титана (TiO_2) является одним из наиболее широко изучаемых и востребованных полупроводниковых материалов в современной материаловении, катализе и фотоэлектрохимии. Его уникальные физико-химические свойства, включая высокую химическую и термическую стабильность, биосовместимость, нетоксичность и низкую стоимость, привели к его использованию в различных областях применения, от фотокаталитической очистки воды и воздуха [1] до производства газовых датчиков [2], пигментов в лакокрасочной промышленности, анодных материалов для литий-ионных батарей [3] и хранения водорода [4].

В работе исследовался TiO_2, синтезированный золь-гель методом с последующим отжигом при 700 °C (фазовый состав: 33% анатаза, 67% рутила согласно данным рентгеновской дифракции), экспериментальная ширина запрещенной зоны, определенная методом Кубелки-Мунка в координатах Тауца, составила 3,2 эВ. Рассмотрена применимость закона Вегарда и квадратичной интерполяции с параметром прогиба для оценки эффективной ширины запрещенной зоны гетерофазной системы анатаз/рутил. Отметим, что классический закон Вегарда, первоначально сформулированный для непрерывных твердых растворов с идентичными кристаллическими структурами, не применим непосредственно к полиморфной системе TiO_2, поскольку анатаз и рутил не образуют непрерывный ряд твердых растворов. Однако квадратичная интерполяция с эмпирическим параметром прогиба может служить практическим инструментом для описания оптического отклика двухфазных наночастиц, где эффекты квантового ограничения и межфазное напряжение изменяют электронную структуру. Соответствующий параметр прогиба, полученный из модифицированного закона Вегарда, равен – 0,61, что указывает на положительное отклонение ширины запрещенной зоны от линейного смешивания. Расчеты DFT показывают, что края валентной и проводимости рутила расположены выше краев зон анатаза, образуя ступенчатый гетеропереход типа II со смещением валентной зоны приблизительно на 0,5 эВ. Эти результаты объясняют повышенную фотокаталитическую активность смешанных фаз не сужением запрещенной зоны, а пространственным разделением носителей заряда на границе фаз.

Рассмотренный эмпирический подход полезен для быстрой оценки оптических свойств двухфазных оксидных систем в тех случаях, когда традиционная теория твердых растворов неприменима.

Работа выполнена в рамках государственного задания (FSER-2025-0005).

Литература

1. Fujishima A., Honda K. // Nature. – 1972. Т. 238. – № 5358. – С. 37-38.
2. Wang C., Yin L., Zhang L. // Sensors. – 2010. – Т. 10. – № 3. С. 2088-2106.
3. Podlesnov E., Nigamatdianov M.G., Dorogov M.V. // Rev. Adv. Mater. Technol. – 2022. – Т. 4. – № 4. – С. 39-61.
4. Chirkunova N.V., Islavath N., Dorogov M.V. // Rev. Adv. Mater. Technol. – 2023. – Т. 5. – № 2. – С. 56-76.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.42

ПЕРСПЕКТИВЫ ЭФФЕКТИВНОГО ПРИМЕНЕНИЯ УЗКИХ ФРАКЦИЙ ДИСПЕРСНЫХ МИКРОСФЕР ЗОЛЫ-УНОСА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МАГНИТНЫХ И СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Акимочкина Г.В.[1], Князев Ю.В.[1,2], Семенов С.В.[2], Соловьев Л.А.[1], Аншиц Н.Н.[1], Фоменко Е.В.[1]

[1] Институт химии и химической технологии СО РАН – обособленное подразделение ФГБНУ «ФИЦ КНЦ СО РАН», г. Красноярск

[2] Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН – обособленное подразделение ФГБНУ «ФИЦ КНЦ СО РАН», г. Красноярск

E-mail: agv3107@mail.ru, yuk@iph.krasn.ru, svsemenov@iph.krasn.ru, leosol@mail.ru, anshitsnn@mail.ru, fom@icct.ru

Тепловые электростанции (ТЭС) по объему выбросов дисперсных частиц занимают одно из лидирующих мест среди антропогенных загрязнителей окружающей среды. Перспективным направлением снижения экологической нагрузки от деятельности ТЭС может стать вовлечение дисперсных микросфер для получения материалов с улучшенными свойствами. Магнитную сепарацию часто интегрируют в многокомпонентные процессы утилизации угольной золы, первоначально разделяя ее на магнитные фракции, обогащенные железом – ферросферы, и немагнитные фракции, преимущественно алюмосиликатного или кальций-алюмосиликатного состава в зависимости от типа сжигаемого угля, что облегчает использование этих фракций при раздельной переработке. Потенциальные направления использования дисперсных микросфер определяют их химический и фазовый состав, сферическая форма, размер, особенности поверхности и внутренней морфологии – от микроэлектроники, катализа, биомедицинских приложений, в частности адресной доставки лекарств и магнитной гипертермии, до синтеза огнеупорных материалов, керамики, фильтрационных мембран.

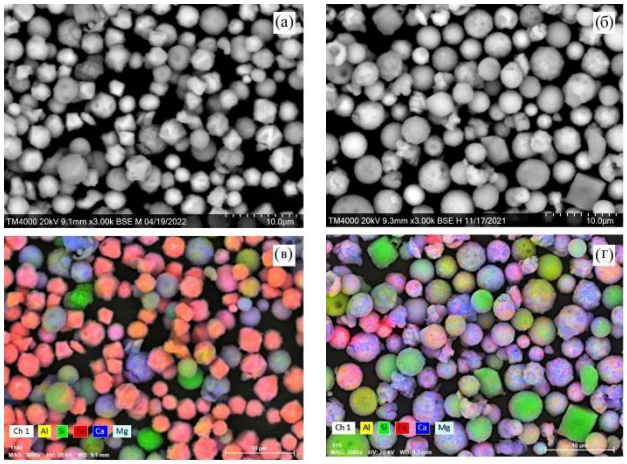


Рисунок 1 – СЭМ-снимки и карты распределения элементов магнитной (а, в) и немагнитной (б, г) фракций дисперсных микросфер золы-уноса

С использованием технологической схемы, включающей аэродинамическую классификацию и магнитную сепарацию, из высококальциевой золы-уноса от сжигания бурого угля, выделены узкие фракции ферросфер и немагнитных микросфер (рис. 1), выполнена их характеризация, в том числе определение распределения частиц по размеру, морфологии, химического и фазового состава, мёссбауэровских параметров и магнитных характеристик. Представленные в докладе результаты продемонстрируют перспективность аэродинамической классификации и магнитной сепарации для комплексной переработки летучей золы ТЭС, включающей выделение узких фракций дисперсных микросфер и получение магнитных и стеклокерамических материалов на их основе.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-19-20061, https://rscf.ru/project/26-19-20061/, за счет целевого финансирования (гранта) Красноярского краевого фонда науки.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.43

МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТОВ ОБЛУЧЕНИЯ СИСТЕМЫ Al_2O_3-AlN БЫСТРЫМИ ТЯЖЁЛЫМИ ИОНАМИ

Землякова М.А.[1], Рымжанов Р.А.[1,2], Щелкачев Н.М.[1,3], Волков А.Е.[4], Скуратов В.А.[1]

[1]*Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия,*
zemliakova@jinr.ru, skuratov@jinr.ru

[2]*Институт ядерной физики, г. Алматы, Республика Казахстан,*
rymzhanov@jinr.ru

[3]*Объединенный институт высоких температур РАН, г. Москва, Россия,*
shchelkachev.nm@phystech.edu

[4]*Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, г. Москва, Россия,*
a.e.volkov@list.ru

Проведено мультимасштабное моделирование процессов, возникающих в двухслойной системе Al_2O_3-AlN в результате облучения ионами Xe 92 и 920 МэВ, тормозящимися в материале в режиме электронных потерь энергии. Возбуждение мишени описывалось Монте-Карло кодом TREKIS [1], учитывающим коллективный характер реакции электронной и ионной подсистем материала на вносимое возбуждение. Радиальное распределение плотности переданной атомам энергии формировало начальные условия для молекулярной динамики реакции атомной системы на вносимое возбуждение, описываемое программой GPUMD [2], оптимизированной для использования межатомных потенциалов машинного обучения. Применялся ML-потенциал из работы [3], позволивший корректно описать поведение материалов в контактной области.

Оказалось, что AlN обладает большей радиационной стойкостью по сравнению с Al_2O_3. После облучения слой оксида алюминия имеет повреждённую область. В противоположность, нитрид алюминия восстанавливается практически полностью, в нём наблюдаются только разрозненные точечные дефекты. В приграничной области происходит перемешивание атомов между слоями, причём атомы O проникают в слой AlN значительно сильнее, чем атомы N в слой Al_2O_3, т.е. происходит увеличение оксидного слоя. Это можно объяснить тем, что налетающая частица теряет в оксидном слое большее количество энергии. Было изучено поведение системы в режиме перекрытия ионных треков. Было показано, что перекрытие треков практически не влияет на структурные изменения в AlN, в то время как в Al_2O_3 повреждённая область увеличивается в размере. Помимо этого, возрастает и толщина оксидного слоя на нитриде алюминия.

Исследование выполнено при поддержке грантов Российского научного фонда № 25-72-10101 (РР, МЗ) и № 25-29-01649 (НЩ). Расчёты выполнены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Комплекс моделирования и обработки данных исследовательских установок мега-класса» НИЦ «Курчатовский институт».

Литература

1. Medvedev N. A. и др. // Phys. Rev. B. 2010. Т. 82, № 12. С. 125425(11).
2. Fan Z. и др. // Comput. Phys. Commun. 2017. Т. 218. С. 10–16.
3. Liu J. и др. // Phys. Rev. B. 2023. Т. 108, № 5. С. 054312.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.44

ВОЗДЕЙСТВИЯ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ТОКОПРОВОДЯЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ТОКОВ КОРОТКОГО ЗАМЫКАНИЯ КРИСТАЛЛОВ ЛАНГАСИТА

Корчагин А.В.[1], Козлова Н.С.[1], Забелина Е.В.[1], Умылин В.Е.[1], Катышкова К.С.[1]

[1]Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия, korchagin_av_msk@mail.ru

Кристаллы лангасита ($La_3Ga_5SiO_{14}$, ЛГС) используются в качестве активных элементов во многих устройствах пьезотехники. Такие элементы должны сохранять свои свойства постоянными на протяжении всего срока службы устройств, но, как известно, даже без предварительных внешних воздействий активные элементы подвержены деградации [1]. Происходит это, в том числе, из-за влияния токопроводящего покрытия, нанесенного на поверхности полярных срезов элемента [2].

Целью данной работы было изучение влияния материала токопроводящих покрытий на интенсивности токов короткого замыкания (ТКЗ) в кристаллах лангасита при нагреве до 450 ºС.

Образцы кристаллов лангасита полярных срезов (перпендикулярных полярной оси 2-го порядка) размерами 10x10x1 мм были изготовлены в компании «Фомос-Материалы». На поверхности образцов наносились симметричные (одинаковые) металлические токопроводящие покрытия. Для проведения термостимулированной токовой спектроскопии использовался измерительный комплекс «СКИП», температурный интервал был выбран от $T_к$ (комнатной температуры) до 450 ºС. Значения тока короткого замыкания считывались при помощи электрометра Keithley 6517A. Для регистрации большого количества данных при измерении ТКЗ использовалось программное обеспечение «ИТКЗ-1.0», написанное в аккредитованной Межкафедральной учебно-испытательной лаборатории полупроводниковых материалов и диэлектриков «Монокристаллы и заготовки на их основе» НИТУ МИСИС (ИЛМЗ). Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2025615960 от 12.03.2025. Образец помещался в точечный держатель, исключающий касание с другими элементами термокамеры.

При комнатной температуре наблюдается спадание тока от времени, что свидетельствует об ионном характере наблюдаемых токов. Обнаружено, что с увеличением температуры в термокамере могут изменяться значение и направление протекания ТКЗ. Для всех образцов температурные зависимости ТКЗ имеют нелинейный характер с несколькими экстремумами. Величины и направления протекания ТКЗ зависят от материала токопроводящего покрытия. Возникновение ТКЗ свидетельствуют о наличии электрохимических процессов при контакте поверхностей полярных срезов ЛГС с нанесенными токопроводящими покрытиями.

Исследования проводились при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания ВУЗам FSME-2023-0003. Измерения проведены в аккредитованной лаборатории «Монокристаллы и заготовки на их основе» НИТУ МИСИС.

Литература

1. Блистанов А. А., Козлова Н. С., Гераськин В. В. // Изв. ВУЗов. ЦМ. – 1996. – № 4. – С. 66–71.
2. Умылин В. Е., Козлова Н. С., Забелина Е. В., Корчагин А. В., Петраков В. С. // Изв. ВУЗов. МЭТ. – 2025. – Т. 28, № 1. – С. 25–33.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.45

МЕЖФАЗНЫЕ ГРАНИЦЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ КАК ЛОВУШКИ ДЛЯ АТОМОВ ВОДОРОДА

Окишев К.Ю.[1], Верховых А.В.[2], Лобанов М.Л.[1, 3]
[1] Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
[2] Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия
[3] Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия
konstantin.okishev@urfu.ru

Проблема водорода в сталях остаётся актуальной несмотря на успехи металлургии. Циркуляционное вакуумирование, которому подвергается большая часть производимой стали, позволяет снизить концентрацию водорода в расплаве до 3–4 ppm. Однако в дальнейшем водород снова проникает в сталь из любых водородсодержащих сред при её обработке или эксплуатации: 1) растворы кислот или щелочей при стравливании окалины; 2) защитные, обезуглероживающие или рафинирующие атмосферы с содержанием 5–100% H_2; 3) природный газ, нефть, нефтепродукты, транспортируемые по трубопроводам.

Атомы водорода в твёрдых растворах на основе железа имеют малый эффективный размер и высокую диффузионную подвижность при любых температурах, включая отрицательные. Водород может быстро перемещаться к любой свободной поверхности и, выделяясь на ней в атомарном виде, формирует газ H_2. Если это не внешняя поверхность, а любая закрытая полость (микропора внутри металла, микропустота под нанесённым на металл покрытием), то он создаёт там высокие давления, особенно в случае нагрева, и вызывает раздувание этих полостей, то есть способствует возникновению макроскопических дефектов.

Для предотвращения этих явлений атомы водорода должны быть переведены из подвижного состояния в тетраэдрических порах ОЦК решётки железа в более стационарное состояние в так называемых структурных ловушках, так как захваченные ловушками атомы водорода не могут перемещаться по решётке к внешним поверхностям. Эффективными ловушками являются межфазные границы, а в низкоуглеродистых сталях самым важным и распространённым видом таких границ естественно являются границы феррит (Ф) / цементит (Ц).

Между ферритом и цементитом возможны три основных типа ориентационных соотношений: Багаряцкого (ОСБ), Исайчева (ОСИ) и Питча (ОСП) с габитусными плоскостями $(001)_Ц \parallel \{112\}_Ф$, $(101)_Ц \parallel \{112\}_Ф$ и $(001)_Ц \parallel \{125\}_Ф$ соответственно.

Первопринципные расчёты показывают, что при ОСИ захват атомов водорода межфазной границей значительно более эффективен, чем при ОСБ и ОСП: для ОСИ выше и поверхностная плотность мест захвата (15 против 4,5 нм$^{-2}$), и энергия связи (0,25–0,30 против 0,22–0,24 эВ). Объём частиц цементита захватывает водород слабо (энергия связи 0,16–0,18 эВ при плотности мест захвата 26 нм$^{-3}$). Вероятность реализации ОС определяется, по-видимому, точностью совпадения атомных узоров фаз на границе раздела, которая, в свою очередь, зависит от температуры образования частицы цементита, легирования и других факторов, изменяющих параметры решёток.

Разработка путей управления ОС Ф/Ц повысит эффективность захвата атомов водорода в Ф-Ц структурах и борьбы с обусловленными им дефектами.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 25-19-00683, https://rscf.ru/project/25-19-00683/.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.46

ELECTRORESISTIVITY INSIGHTS INTO THE CASCADE OF PHASE TRANSITIONS IN Fe-(27-33)Ga ALLOYS

Uyi D.O.[a,b], Palacheva V.V.[a,b], Zagrebin M.[b], Golovin I.S.[a,b], Mouas M.[c], Mamadou S.[c], Gasser F.[c], Gasser J.-G.[c]

[a] *National University of Science and Technology, MISIS, Moscow, Russia, duii@misis.ru*

[b] *Chelyabinsk State University, Chelyabinsk, 454001, Russia*

[c] *ICPM, LCP-A2MC, 1 boulevard Arago, 57070 Metz technopole, France*

The study investigates the formation and phase transformation kinetics in Fe-(27-33)Ga alloys and the use of *in situ* electro-resistivity (ER) as the primary research method for kinetic analysis. While neutron diffraction (ND) provides structural identification [1], ER is demonstrated as an extraordinarily sensitive, low-cost method capable of tracking both first and second-order phase transitions *in situ*, during heating, cooling and thermal cycling.

The equilibrium $D0_{19}$+$L1_2$ phase region in Fe-28Ga alloy, 600–615°C [2] is ~8°C higher than in Fe-27Ga[3] in agreement with phase diagram by O. Kubaschewski [4].

Temperature-dependent measurements during heating, cooling and time-dependent resistivity at isothermal annealing of Fe-33Ga alloy revealed distinct sequence steps corresponding to phase transformations across critical temperature intervals. In particular, slow thermal cycling (0.1–2°C/min) between 450°C and 700°C demonstrated a pronounced rate sensitivity in the thermal hysteresis loop associated with the reversible B2 ↔ $L1_2(D0_{19})$+α-Fe_6Ga_5 eutectoid transformation. The hysteresis loop expands from ~25°C at slow cooling rates (0.1°C/min) up to ~100°C at faster rates (2°C/min), indicating strong kinetic sensitivity to atomic diffusion. Kissinger kinetic analysis estimated activation energy of 3eV for this transition upon cooling across increasing cooling rates (538–578°C)[5].

The results confirm that temperature-dependent electrical resistivity is a powerful and highly sensitive research method for resolving subtle kinetic features, phase stability windows, and transformation hysteresis in Fe-Ga alloys that are often unresolved during standard diffraction studies.

This study is supported by the Russian Science Foundation 26-12-20023.

References

1. Vershinina T.N., Samoylova N.Yu., Sumnikov S.V., Balagurov A.M., Palacheva V.V., Golovin I.S. Comparative study of structures and phase transitions in Fe-(31-35)Ga alloys by in situ neutron diffraction, J. Alloy. Compd. 934 (2023) 167967.
2. Uyi D. O., Mouas M., Gasser F., Gasser J. G., Cheverikin V. V., Balagurov A. M., Golovin I. S. A study of time dependent phase transitions in the Fe-28Ga alloy by electroresistivity. Materials Letters, 384 (2025) 138039.
3. M. Mouas, N. Fazel, F. Gasser, I.S. Golovin, J.-G. Gasser. Kinetics of the $L1_2$ ↔ $D0_{19}$ transition for Fe_3Ga-type alloy determined by in situ electrical resistivity, Mater. Lett. 334 (2023) 133731.
4. Kubaschewski O., Iron-Binary Phase Diagrams, Springer-Verlag, Berlin, 1982.
5. Uyi D. O., Palacheva V. V., Zagrebin M., Golovin I. S., Mouas M., Mamadou S., Gasser F., Gasser J.-G. Electroresistivity as a probe for phase transitions in Ga-rich Fe-Ga alloy. Mater. Lett. (2026).

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.47

КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ НАЧАЛА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В СЕГМЕНТИРОВАННЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ

Петров Д.А.[1], Гуткин М.Ю.[1-3], Колесникова А.Л.[1,2], Романов А.Е.[2]
[1]*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*
[2]*Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*
[3]*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия*
petrov_d_a@ipme.ru

Теоретические модели релаксации напряжений несоответствия в наногетероструктурах (НГС) имеют большую практическую ценность при создании новых бездефектных гетероструктур. Среди многообразия теоретических методов особое место занимает аналитический подход с использованием классической теории упругости, поскольку аналитические решения позволяют получать универсальные и доступные результаты для наиболее распространенных видов НГС [1].

В настоящей работе такой подход применен для оценки критических параметров появления первой дислокации несоответствия на межфазной границе сегментированной нанопроволоки (СНП) (рис. 1а). Рассматриваемая конфигурация не только представительна для широкого класса НГС [2], но и хорошо подходит для аналитических расчетов [1].

На рис. 1б представлены рассчитанные значения критического несоответствия решеток f_c в зависимости от радиуса СНП R_0. Значения f_c довольно высоки: боковая поверхность СНП эффективно экранирует напряжения несоответствия, что позволяет получать НГС без дефектов и с более широким выбором материалов, чем в классическом случае тонкой пленки на плоской подложке.

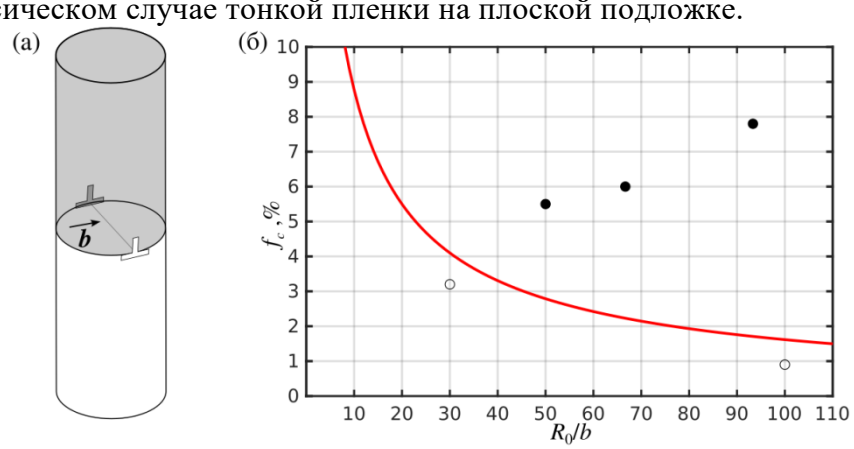


Рис. 1. а) Участок СНП с границей в частично релаксированном состоянии с дислокацией несоответствия с вектором Бюргерса ***b***. б) Значения f_c в зависимости от радиуса СНП R_0. Круги соответствуют реальным СНП: без дислокаций (белые), с дислокациями (черные).

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках госзадания для ИПМаш РАН (НИР № 124041100008-5).

Литература

1. Романов А.Е., Колесникова А.Л., Гуткин М.Ю. // ПММ. – 2022. – Т. 86. – № 4. – С. 527-550.
2. Дубровский В.Г., Цырлин Г.Э. Полупроводниковые нитевидные нанокристаллы: рост, физические свойства и приложения // СПб: Университет ИТМО, 2019. – 128 с.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.48

ПРИМЕНЕНИЕ ПАЛЛАДИЙ-СОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ КОНСТРУКЦИЙ В ГЕОЛОГИЧЕСКИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

С.В. фон Гратовски[1], В.В. Коледов[1], А.О. Петров[2], В.С. Калашников[1], А.В. Несоленов[1], А.П.Каманцев[1]

[1]ФГБУН «Институт радиотехники и электроники РАН им. В.А.Котельникова РАН, г. Москва

[2] «ГМК „Норильский никель“

Svetlana.gratowski@yandex.ru

Последнее время наметилась глобальная тенденция создания различных технических систем, которые должны функционировать в геологически сложных экстремальных условиях, в том числе при высокой температуре, давлении, и высокой пожароопасности, в сейсмически нестабильных регионах и другие. Это предъявляет особые требования к конструкционным элементам, что в свою очередь требует создания новых материалов, которые будут обеспечивать работу в таких условиях. Так в нефтегазовой сфере все больше месторождений представляют собой нетрадиционные ресурсы: сланцевый газ, трудноизвлекаемая нефть, залежи в плотных коллекторах. Для их разработки нужны «пескофильтры» или пакеры, которые стабильно работают в жёстких условиях: при высоких давлениях, температурах, в средах с высокой минерализацией или содержанием агрессивных компонентов. Одним из наиболее перспективных классов материалов для пескофильтров являются сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) [1]. Pd позволяет существенно изменять — в частности, повышать — температуры мартенситного превращения NiTi. Pd содержащие сплавы могут с успехов применяться в этой области. Также для строительства зданий, особенно небоскребов, в зоне высокой сейсмической опасности уже сейчас применяются сплавы с ЭПФ как элементы конструкций. Сплавы NiTiHfPd предлагаются к использованию для пассивной защиты конструкций, подверженных сейсмическим воздействиям [2]. В сейсмостойком строительстве особенно ценен не обычный односторонний эффект памяти формы, а сверхупругость. При землетрясении элемент допускает большую обратимую деформацию, проходит петлю гистерезиса, рассеивает энергию, и после снятия нагрузки стремится вернуть здание к исходному положению. Однако, сплавы с палладием достаточно дороги. В настоящее время для металлических конструкций преимущественно используются Fe-содержащие сплавы с ЭПФ, которые значительно дешевле. В докладе обсуждаются элементы конструкций, выполнение из сплавов с ЭПФ на основе Ni-Ti:Pd. Также приводятся экспериментальные данные по исследованию термоупругих свойств новых сплавов системы Ti-Ni:Pd, которые могут быть применены при температурах на заданной глубине нефтегазовой скважины для использования как самораскрывающийся/самоподжимающийся элемент пескофильтра.

Работа выполнена в рамках Госзадания ИРЭ им.В.А.Котельникова РАН.

Литература

1. Abduljabbar, et al (2024). Sand screens application and performance for sand control: A review of selection criteria, screen materials, and causes of failure. Heliyon, 10(10).
2. Dizaji, F. S., et al. S. (2021). A Novel Smart Memory Alloy Re-centering Damper for Passive Protection of Structures Subjected to Seismic Excitations Using High-Performance NiTiHfPd Material. arXiv preprint arXiv:2105.04081.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.49

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ, МЕТОДОМ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ГИДРОЭКСТРУЗИИ

Гангало А.Н[1,2], Васильев С.В.[1], Орлов В.И.[3], Бурховецкий В.В.[1], Глазунова В.А.[1]
[1]*ФГБНУ ДОНФТИ, г. Донецк, Россия,* al-gangalo@yandex.ru
[2]*ФГБНУ ИФГП, г. Донецк, Россия,* ifgpdnr@mail.ru
[3]ИФТТ РАН, г. Черноголовка, Россия, adm@issp.ac.ru

Равноканальное угловое прессование (РКУП) является одним из наиболее эффективных методов получения субмикро- и наноструктурных материалов за счет интенсивной пластической деформации. Однако, несмотря на существенное измельчение зерна, данный метод имеет ограничения, связанные с заниженными значениями сдвигового напряжения разрушения, что сдерживает рост прочностных характеристик [1]. Перспективным способом преодоления этого недостатка является комбинирование РКУП с дополнительной деформационной обработкой гидроэкструзией (ГЭ), отличающейся равномерностью напряженного состояния и высокой технологичностью [2, 3]. Целью исследования является установление закономерностей влияния последующей гидроэкструзии на комплекс механических свойств и механизм разрушения меди, предварительно деформированной РКУП.

Материалом служила медь марки М0б после предварительной обработки методом РКУП с сформированной субмикрокристаллической однородной равноосной структурой со средним размером зерна около 200 нм. После РКУП проводили гидроэкструзию в интервале деформаций e = 0,3–1,2. Механические испытания на растяжение выполняли по ГОСТ 1497-84, оценку анизотропии – методом изгиба по ГОСТ 14019. Сдвиговое напряжение разрушения определяли по критерию эллипса.

Металлографические исследования показали, что после ГЭ в поперечном сечении зерна сохраняют размер порядка 200 нм, тогда как в продольном направлении наблюдается их удлинение до 300 нм и более. При этом рентгеноструктурный анализ фиксирует снижение интенсивности рефлексов (220) и (311), что указывает на изменение текстуры деформации.

Установлено, что при обработке ГЭ меди с СМК структурой наибольшее упрочнение достигается на уровне 10% при величине деформации e = 0,6–0,9. Превышение данной величины деформации приводит к падению прочности вследствие снижения плотности дислокаций [4]. Одним из механизмов повышения прочности является снижение анизотропии свойств за счёт доупрочнения направления с меньшим напряжением течения, что обеспечивает более равномерную деформацию при последующем нагружении. Для образцов после РКУП анизотропия в поперечном сечении при изгибе составляет 8–10%, после обработки ГЭ анизотропия снижается до 1–2%.

Литература

1. Яшарова Е.В., Гангало А.Н., Суровицкий В.Д. и др. // Фундамент. пробл. соврем. материаловедения. − 2026. − Т. 23. − № 1. − С. 124−132.
2. Gangalo A.N., Yasharova E.V., Sennikova L.F. et al. // Russ. Metall. − 2026. − Vol. 2026, No. 1. − P. 147−154.
3. Сенникова Л.Ф., Гангало А.Н., Ткаченко В.М. и др. // Вопр. материаловедения. − 2025. − № 3(123). − С. 31−37.
4. Yasharova E.V., Gangalo A.N., Vasiliev S.V. et al. // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. − 2026. − Vol. 90, No. 8. − P. 1334−1339.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.50

ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ВЛИЯНИЯ МАЛОАМПЛИТУДНЫХ ГАРМОНИЧЕСКИХ ОСЦИЛЛЯЦИЙ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДРЕВЕСИНЫ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ В РЕЖИМЕ CSM

Тюрин А. И.*, Коренков В. В., Самодуров А. А., Юнак М. А., Тюрин В. А.
Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
*e-mail: tyurinalexander@yandex.ru

В настоящее время наблюдается значительный рост интереса к исследованиям и многообразным применениям древесины и материалов на ее основе, включая материалы для разработки и изготовления различного типа сенсоров, фильтров, основы пьезоэлементов и др. [1, 2], а также новых материалов для высокоэтажного строительства зданий и сооружений различного назначения. Это ужесточает требования и активирует интерес к исследованию поведении этих материалов при эксплуатации и долговременном поведении под нагрузкой, особенно с учетом периодических знакопеременных нагрузок. При этом несмотря на большую историю исследований и применения древесины до сих пор имеется довольно существенный пробел в понимании ее свойств и долгосрочного структурного поведения, особенно при ползучести в условиях действия различных скоростей деформации при наложении дополнительных внешних малоамплитудных гармонических осцилляций.

В работе методами наноиндентирования [3-6] с использованием режима непрерывного измерения жесткости (CSM) [7] исследовано влияние наложения малоамплитудных осцилляций (с амплитудой A в диапазоне от 2 до 10 нм при постоянной частоте гармонических осцилляций f = 40 Гц), дополнительных к основной квазистационарной нагрузке, на скоростную чувствительность (в диапазоне скоростей относительной деформации $\dot{\varepsilon}$ от 0,005 $с^{-1}$ до 0,1 $с^{-1}$) твердости H древесины на примере ели европейской (*Picea abies*). Определены величины твердости, измеренной методом CSM для ранней (EW) и поздней (LW) древесины. При этом твердость, в исследованном диапазоне скоростей относительной деформации, в LW существенно выше по сравнению с EW. Установлена зависимость H от $\dot{\varepsilon}$ и показано, что величина H растет с ростом $\dot{\varepsilon}$. Экспериментально определенно значение коэффициента скоростной чувствительности твердости m EW и LW и показана зависимость величины m от амплитуды гармонических осцилляций, которая наиболее явно она выражена для ранней древесины.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-16-00231-П, (https://rscf.ru/project/23-16-00231-П/).

Литература

1. Dinwoodie J.M. Timber, Its Nature and Behaviour. 2nd Edition. London. CRC Press. 2000.
2. Fu Z., Lu Yu., Wu G. et. al. // Progress in Materials Science. – 2025. – V. 147. – a. n. 101354.
3. Tyurin A.I., Korenkov V.V., Gusev A.A., Vasyukova I.A., Yunak M.A. // Nanobiotech. Rep. – 2024. – V. 19. – №. 1. – P. 116–124.
4. Tyurin A.I., Korenkov V.V., Yunak M.A., Samodurov A.A., Tyurin V.A. // Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2025. – Т. 19. – № 6. – P. 1702-1709.
5. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // Известия РАН. Серия физическая. – 1995. – Т. 59. – № 10. – С. 49-54.
6. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // ФТТ. – 1996. – Т. 38. – № 6. – С. 1812-1819.
7. Hay J.L., Agee P., Herbert E. // Exp. Tech. – 2010. – V. 34. – №3. – P. 86-94.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.51

ПРИМЕНЕНИЕ ГИП-ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОРСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Гаранина И.М.[1], Леонов В.П.[1], Малинкина Ю.Ю.[1]

[1]*НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,* mail@crism.ru

Прочностные и технологические характеристики сплавов, получаемых традиционными методами изготовления изделий, не в полной мере удовлетворяют современным требованиям к титановым сплавам для перспективных изделий морской техники. Также много металла уходит в отходы, в связи с чем разрабатываются технологии для экономии металлообработки за счет изготовления изделий с максимально приближенной геометрией и сокращенной механической обработкой при обеспечении необходимого комплекса механических свойств. Одним из прорывных направлений изготовления качественных полуфабрикатов для изделий глубоководной техники являются технологии на базе порошковой металлургии – аддитивные технологии и технологии на базе горячего изостатического прессования (ГИП) [1,2]. Для реализации данной технологии необходимо порошковое сырье с высоким уровнем технологических и физико-химических свойств.

Исследованы порошковые титановые сплавы псевдо-α- и псевдо-β- классов: основные технологические свойства титановых порошков: текучесть, форма частиц, морфология поверхности, химический состав по сечению гранул, гранулометрический состав. В качестве порошковых материалов выбраны титановые сплавы псевдо-α- и псевдо-β-классов, которые широко используются в морской технике, и повышение их механических и эксплуатационных характеристик является основной задачей на сегодняшний день.

Для повышения механических характеристик изделий морской техники проведены аналитические, практические и научно-исследовательские работы, которые позволили:

- разработать новую технологию изготовления изделий из морских титановых сплавов, имеющих 100% плотность, обладающих изотропностью свойств по всем сечениям, близких к конечной форме и геометрии, а также требующих минимальной механической обработки, методом ГИП;
- определить оптимальные режимы газостатирования, обеспечивающие повышенный комплекс свойств;
- разработать и выпустить необходимую нормативно-техническую документацию;
- провести всесторонние исследования для оптимизации технологии изготовления полуфабрикатов с повышенными механическими свойствами и характеристиками работоспособности.

За счет грамотно подобранной технологии изготовления полуфабрикатов и оптимально подобранного режима газостатирования удалось получить изделия с однородной микроструктурой и повышенными прочностными и пластическими характеристиками, недостижимыми традиционными методами обработки.

Литература

1. А.С. Орыщенко, В.П. Леонов, Ю.Ю. Малинкина, И.М. Хачатурян, М.В. Иксанов, С.Н. Петров, Д.А. Карягин Структура и свойства псевдо-α-титанового сплава, полученного методом горячего изостатического прессования // Журнал «Титан» №1(77), 2023, с. 29-37.
2. В.П. Леонов, Е.В. Чудаков, Ю.Ю. Малинкина, И.М. Гаранина, С.Д. Другачук, Ю.М. Маркова, Д.А. Карягин, М.О. Смирнов Применение метода горячего изостатического прессования для повышения свойств псевдо-альфа-титанового сплава // Вопросы материаловедения №2(122), 2025, с. 86-98.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.52

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СМЕШАННОГО ИНВАРИАНТА 5-ГО ПОРЯДКА НА МАГНИТОСТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА

Гордей М.М., Метлов Л.С.
ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», г. Донецк
gordei-maksim@mail.ru

Сплавы Гейслера (Ni–Mn–Ga) привлекают внимание сопряжёнными структурными и магнитными переходами. Их теоретическое описание обычно базируется на феноменологической модели Ландау, включающей упругую, магнитную и магнитоупругую энергии. Однако недавно был предложен дополнительный смешанный инвариант 5-го порядка [1], связывающий деформацию решётки с анизотропией. Поэтому представляет интерес дополнительно исследовать его влияние на равновесные и кинетические характеристики магнитоструктурного перехода в рамках полной свободной энергии:

$$\Phi = \Phi_0 + \Phi_{elastic}(e_2, e_3) + \Phi_{magnetic}(m_i) + B_2 I_3 + K' I_5,$$

где $\Phi_{elastic}(e_2, e_3)$ – упругая часть, зависящая от структурных параметров e_2, e_3[2]; $\Phi_{magnetic}$ – магнитная часть свободной энергии; I_3 – стандартный магнитоупругий член [2], а I_5 – искомый смешанный инвариант, который выражается как

$$I_5 = m_1^2 m_2^2 \varepsilon_{zz} + m_2^2 m_3^2 \varepsilon_{xx} + m_1^2 m_3^2 \varepsilon_{yy},$$

причём диагональные компоненты деформации ε_{ii} выражаются через e_2, e_3:

$$\varepsilon_{zz} = e_3 \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{3}}, \qquad \varepsilon_{yy} = -e_2 \frac{\sqrt{2}}{2} - e_3 \frac{1}{\sqrt{6}}, \qquad \varepsilon_{xx} = e_2 \frac{\sqrt{2}}{2} - e_3 \frac{1}{\sqrt{6}}.$$

Его физический смысл — перераспределение магнитной анизотропии вследствие тетрагональных искажений: в недеформированном кубической ячейке вклад равен нулю, но при структурном переходе он модифицирует лёгкие оси, стремясь ориентировать намагниченность вдоль главной диагонали параллелепипеда.

Для анализа динамики перехода использовалось численное решение системы кинетических уравнений Ландау-Халатникова для параметров порядка. По результатам исследования, выявлено, что инвариант 5-го порядка создаёт эффект «слабой тетрагональности»: в ферромагнитной фазе выше структурного перехода намагниченность индуцирует малые, но ненулевые деформации, что делает систему предварительно «подготовленной» к переходу. Это существенно ускоряет релаксацию параметров порядка при охлаждении по сравнению со случаем учёта только стандартной магнитоупругости.

Кроме того, обнаружена нелинейная зависимость температуры перехода и ширины гистерезиса от коэффициента K': при малых K' температура резко возрастает, затем снижается, а гистерезис сначала сужается, затем расширяется. Это указывает на сложную конкуренцию вкладов, которую можно использовать для тонкой настройки функциональных свойств (температурного окна перехода, скорости отклика).

Таким образом, учёт смешанного инварианта 5-го порядка не только корректирует равновесную магнитную текстуру, но и качественно влияет на динамику превращения, что важно для устройств памяти формы и магнитокалорических систем.

Литература

1. Гордей М.М., Метлов Л.С., Варюхин В.Н., Петренко А.Г. // ФТВД. – 2025. – Т. 35. – № 1. – С. 52-60.
2. Vasil'ev A.N., Bozhko A.D., Khovailo V.V., Dikshtein I.E., Shavrov V.G., Buchelnikov V.D., Matsumoto M., Suzuki S., Takagi T., Tani J. // Phys. Rev. B. – 1999. – Vol. 59. – No. 2. – P. 1113-1120.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.53

СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ АНАЛИЗА ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ШЛИФОВ СПЛАВОВ

Щур Л.Н.
Лаборатория вычислительной физики НИУ ВШЭ, Москва
Отдел методов вычислительной физики ИФТТ РАН им.Ю.А. Осипьяна, Черноголовка
E-mail *levshchur@gmail.com*

Микроснимки шлифов сплавов позволяют получить информацию о свойствах межфазных границ в металлических и твердых сплавах. Применение современных математических позволяет получить информацию о статистических свойствах таких границ. В представленном мини-обзоре описываются основные идеи таких методов – методов компьютерного зрения и методов машинного обучения. Твёрдые сплавы на основе карбида вольфрама известны около ста лет и в настоящее время широко используются в горнодобывающей промышленности, гражданском и дорожном строительстве, а также в машиностроении. Их совершенствование требует разработки новых технологий, основанных на принципиально новых подходах. Предлагается метод анализа микроструктуры с использованием компьютерной обработки с элементами машинного обучения и искусственного интеллекта. Он был применен для анализа микроснимков твёрдых сплавов на основе карбида вольфрама WC-Co, полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии. Этот метод применен к микроснимкам образцов с различным средним размером зерна WC. Установлено, что распределение краевых углов межфазных границ WC / Co имеет ярко выраженную бимодальную структуру, а значения углов пиков практически одинаковы для образцов мелко-, средне- и крупнозернистых твёрдых сплавов на основе карбида вольфрама. Получены также распределения полуосей для изолированных участков кобальтовой связки. Вероятность нахождения конкретного значения длинной и короткой полуосей экспоненциально уменьшается с увеличением длины полуоси. В отличие от углов смачивания, показатели степени различны для образцов с разным размером зерен WC. Полученные результаты обсуждаются с использованием идей смачивания границ зерен и фасетирования / потери огранки межфазных границ.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.54

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕССЫ РАСПАДА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ

Пантелеенко Ф.И., Миньков А.Л.

Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь, minkov@bntu.by

В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований влияния некоторых параметров ТЦО (термоциклирующей) термической обработки(рис.1), таких как скорости нагрева, количество циклов нагрев-охлаждение на процессы отпуска стали Р91, а также на стехиометрию и морфологию карбидных фаз. Сталь Р91 относится к мартенсито-ферритному классу, основными легирующими элементами которой являются Cr-9% и Mo-1% с небольшими добавками V, Nb и N, при содержании углерода до 0,1%.

Критические точки фазовых превращений определяли методом *дифференциальной сканирующей калориметрии* (ДСК) в интервале температур 20–1100– 20°С на приборе DSC 404 F3 Pegasus фирмы Netzsch (Германия). Исследование изменения удлинения образца в интервале температур 20–1100– 20°С определяли на электронном дилатометре DIL 402 PC “Netzsch”(рис.2). Для определения фазового состава был использован дифрактометр ДРОН 3М в монохроматизированном медном (CuKα) излучении, металлографические исследования проводили на микроскопе МИ-1Т с программным обеспечением SIAMS 800.

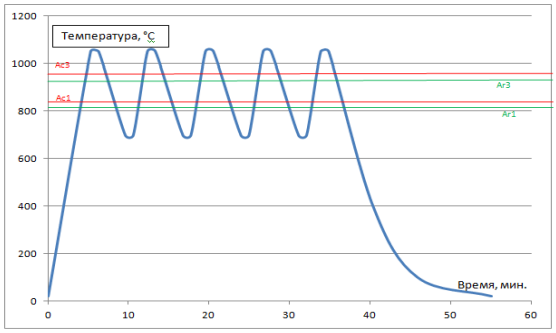


Рис.1. Высокотемпературное пятикратное термоциклирование 1050 – 700 °С

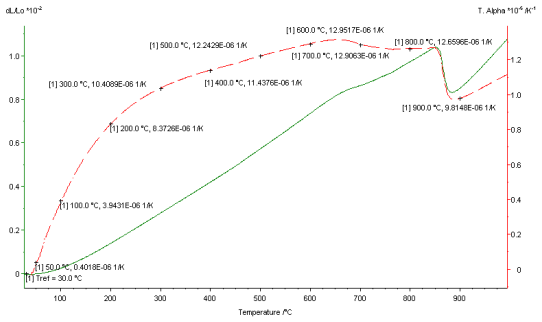


Рис.2. Изменение ТКЛР и относительных размеров образца при скорости нагрева 15 °С /мин

Исследования показали, что с увеличением циклов от одного до пяти при термоциклировании в интервале A_1–A_3 существенно повышаются температура окончания распада мартенсита, при этом исчезают карбиды цементитного типа $(Fe,Cr)_3C$ и карбид $(Cr,Fe)_7C_3$. В структуре стали присутствуют только $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и частицы фазы MeX(где Me – Nb, V; X – C, N) имеющие сферическую форму. ТЦО в интервале A_1–A_3 позволяет не только измельчить зерно, но и изменить размер и морфологию карбидной и карбонитридных фаз, при этом фаза $(Cr,Fe)_{23}C_6$ располагается равномерно по всему объему зерна и имеет округлую форму.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.55

ОБЛАСТЬ СУЩЕСТВОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Fe_{13}Ga_{13}$ ПО ДАННЫМ НЕЙТРОННОЙ ТЕРМОДИФРАКТОМЕТРИИ

Вершинина Т.Н.[1], Головин И.С.[2], Балагуров А.М.[1]
[1] *Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия,*
[2] *НИТУ "МИСиС", г. Москва, Россия*

В настоящее время активно ведутся исследования, направленные на уточнение кристаллических и магнитных структур и выявление механизмов образования интерметаллидных фаз, характерных для областей диаграммы состояния Fe-Ga с высоким содержанием галлия [1, 2]. Одной из таких фаз является высокотемпературный интерметаллид, который традиционно обозначался на диаграммах состояния как β-Fe_6Ga_5. Недавние исследования показали, что правильной структурной формулой и, соответственно, корректным обозначением этого интерметаллида является $Fe_{13}Ga_{13}$ [3].

С использованием метода дифракции нейтронов были проведены исследования эволюции фазового состояния в ряде сплавов с концентрациями галлия 32, 34 и 41 ат.%, метастабильное состояние которых было получено путем закалки от 900 °C в воду. *In situ* эксперимент по исследованию фазовых превращений при непрерывном нагреве со скоростью 2 °C/мин до 850 °C был проведен для сплава Fe-41Ga, содержащем в исходном состоянии 22 % B2-фазы и 78 % $Fe_{13}Ga_9$. Установлено, что при температуре около 300 °C в нем происходит полиморфное превращение **B2** → $Fe_{13}Ga_{13}$. Анализ полученных данных позволяет предположить, что механизм этого превращения включает промежуточное формирование **ω-фазы**.

Для уточнения области существования $Fe_{13}Ga_{13}$ были проведены длительные отжиги (50 ч при 400, 450 и 500 °C) закаленных сплавов Fe-32Ga и Fe-34Ga. Было обнаружено, что эволюция фазового состава сплава Fe-32Ga соответствует уже известной из [4] последовательности перехода к равновесному состоянию: **A2** → **$D0_3$** + $Fe_{13}Ga_9$ → **$L1_2$** + **α**-Fe_6Ga_5. В сплаве Fe-34Ga уже после отжига при 400 °C наряду с превращением **B2** → **$D0_3$** и образованием $Fe_{13}Ga_9$ происходит выделение интерметаллида $Fe_{13}Ga_{13}$. После отжига при 450 и 500 °C формируется двухфазное состояние **$L1_2$** + $Fe_{13}Ga_{13}$. Полученные экспериментальные данные показывают, что интерметаллид $Fe_{13}Ga_{13}$ может выделяться в качестве метастабильной фазы за пределами предполагаемой равновесной области его существования.

Авторы благодарны сотрудникам установок Фурье дифрактометра высокого разрешения (ФДВР) и Фурье стресс дифрактометра (ФСД) (ИБР-2, ОИЯИ, г. Дубна) за оказанную техническую поддержку и помощь при сборе и анализе экспериментальных данных.

Работа выполнена в рамках проекта № 26-13-00152 РНФ.

Литература

1. Khalaniya R.A., Verchenko V.Y., Zonov E.M., Stern R., Shevelkov A.V. // Inorg. Chem. – 2024. – 63. –21099–21109.
2. Leineweber A. // Materials Today Communications. – 2026. –50. –1141053.
3. Vershinina T.N., Bobrikov I.A., Sumnikov S.V. et.al. // Intermetallics. – 2021. – 131. – 107110.
4. Vershinina T.N., Samoylova N.Yu., Sumnikov S.V et.al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2023. – 934. – 167967.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.56

ДИНАМИЧЕСКАЯ ФАЗОВАЯ ДИАГРАММА ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ РАСТВОРОВ

Гуськов А. П.
ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия, guskov@issp.ac.ru

Динамическая фазовая диаграмма отображает стационарные, переходные или динамические состояния под действием внешних движущих сил. Она отличается от диаграмм равновесия тем, что зависит не только от температуры, давления и объемного состава, но также от кинетических параметров, таких как скорость перемещения межфазной границы, условия охлаждения, от величины термодинамических сил, действующих на компоненты раствора. Диаграммы равновесных фаз строятся, предполагая, что система релаксировала до состояния минимальной свободной энергии, определяемого правилом фаз Гиббса. В отличие от этого, динамические фазовые диаграммы описывают состояния, поддерживаемые непрерывным притоком или рассеиванием энергии. Вместо простого представления линий ликвидуса и солидуса, вид этих диаграмм зависит от переменных, которые определяют степень отклонение раствора на межфазной границе от равновесия.

В предлагаемой работе для построения динамической фазовой диаграммы используется одномерная система уравнений, состоящая из уравнений теплопроводности, и диффузии, непрерывности и уравнения сохранения импульса. На уравнения накладываются несколько упрощающих условий. Введение в задачу диффузии давления рассматривалось автором в работах [1,2]. В [1,2] описывалась взаимосвязь между кинетикой присоединения частиц раствора к новой фазе, изменением количества движения компонента на межфазной границе и диффузией компонентов в фазах. В предлагаемой работе вместе с заданной равновесной фазовой диаграммой для конкретного процесса затвердевания строится динамическая фазовая диаграмма. Она связывает концентрацию и температуру на межфазной границе при заданных параметрах, которые определяют динамику фазового перехода.

Литература

1. Alex Guskov. The condition for the conservation of momentum at the interface under phase transitions of solutions. J. Phys. Commun. 5 (2021) 055014 pp. 1-12. Q. https://doi.org/10.1088/2399-6528/abffc4.
2. Гуськов А.П. Сегрегация компонентов межфазной границей при фазовых переходах растворов. Композиты и наноструктуры, 2023, т.15, №2, стр. 74-94. doi.org/10.36236/1999-7590-2023-15-2-74-94.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.57

ИССЛЕДОВАНИЕ ГЕТЕРОГЕННОГО ЗАРОЖДЕНИЯ ГРАФИТА НА CaS В РАМКАХ ТЕОРИИ СРЕДНЕГО ПОЛЯ СМАЧИВАНИЯ НА ОСНОВЕ БАЗОВОЙ ПОЛУБЕСКОНЕЧНОЙ МОДЕЛИ ИЗИНГА

Чикова О.А.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия, O.A.Chikova@urfu.ru

Изучена эффективность зарождения графита сульфидом CaS в расплаве железа. Использовано классическое выражение для скорости зародышеобразования J сферической фазы в форме уравнения Аррениуса [1]: $J = J_0 e^{-\frac{\Delta G^*}{k_B T}}$, где J_0 — константа, связанная со скоростью диффузии и движущей силой фазового перехода, ΔG^* - энергетический барьер для образования зародыша критического размера, k_B - постоянная Больцмана, а T — температура. Согласно данным эксперимента, типичное значение J_0 составляет порядка 10^{21} мм$^{-3}$ с$^{-1}$, что дает $\Delta G* \approx 40 k_B T$ [2]. Энергетический барьер в случае гомогенного зародышеобразования определяется как $\Delta G^*_{hom} = \frac{16\pi\gamma_{sl}^3}{3\Delta G_V^2}$, где γ_{sl} - удельная свободная энергия на границе раздела зародыш/жидкость, а ΔG_V - объемное изменение свободной энергии Гиббса для фазового перехода. В случае гетерогенного зародышеобразования предполагается учет закона Юнга: $cos\theta = \frac{\gamma_{ln} - \gamma_{sn}}{\gamma_{sl}}$, где γ_{sn} - удельная свободная энергия зародыш/подложка и γ_{ln} - удельная свободная энергия жидкость/подложка; величина энергетического барьера для гетерогенного зародышеобразования определяется выражением $\Delta G^*_{het} = \Delta G^*_{hom} \cdot \left(\frac{2 - 3cos\theta + cos^3\theta}{4}\right)$. Известно, что для зародышеобразования графита наиболее благоприятны плоскости (100) сульфидов и оксидов. В данной работе используя представления решеточной теории среднего поля смачивания расплавом железа поверхности сфероидального зародыша графита на CaS (100) на основе базовой полу бесконечной модели Изинга [3] оценено значение $cos\theta$. Принимали, что γ_{sn}= 0,47 Дж·м$^{-2}$ и γ_{sl} = 2,47Дж м$^{-2}$для базисной плоскости графита, γ_{ln} = 2,27 Дж·м$^{-2}$[2]. В качестве дальнейших исследований предлагается подобная оценка для других включений, часто наблюдаемых в расплавах железа, таких как MnS, CaO, MgO, MgS и Al_2O_3.

Литература

1. Karthika S., Radhakrishnan T.K., Kalaichelvi P.//Cryst. Growth Des.-2016 – V.16 (11). – P.6663–6681.
2. Götz A., Michels L., Akola J.// Acta Materialia. - 2025. – V.282. - 120427
3. Maritan A., Langie G., Indekeu J.O. //Physica A - 1991. – V.170. - P. 326-354

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.58

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb-Mo-C РАЗЛИЧНОГО СОСТАВА

Тлустенко А.С.[1], Гнесин И.Б.[1], Прохоров Д.В.[1], Внуков В.И.[1]
[1]*ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия,* tlustal@issp.ac.ru

Для жаропрочных материалов зависимость прочности от температуры является важнейшей характеристикой, определяющей возможности их использования в современной технике. Работа посвящена исследованию зависимости изгибной прочности от температуры для двух сплавов системы Nb-Mo-C разного состава. Сплавы изготавливали методом комбинированной зонной плавки [1], они отличались соотношением атомных концентраций ниобия и молибдена (95/5 и 70/30, соответственно), при этом содержание углерода для обоих сплавов было одинаковым и составляло 10 ат.%. Прочность образцов определялась путем испытаний на трехточечный изгиб при различных температурах в установке ВТИ-2300-50-0,5. Образцы для испытаний изготавливались путем вырезания прямоугольных параллелепипедов вдоль оси слитка с помощью электроэрозионной резки. Испытания проводились в вакууме в интервале от комнатной температуры до 1500 °C. Для каждой температуры проводилось два-три измерения.

Было установлено, что зависимость изгибной прочности от температуры для образцов с разным соотношением молибдена и ниобия имеет принципиальные различия. Так, образец, содержащий пониженное количество молибдена (сплав 1), имеет достаточно высокую прочность при комнатной температуре (1090 МПа), которая при нагреве монотонно падает. При 800 °C сплав все еще характеризуется достаточно высокой прочностью (880 МПа). При температуре 1300 °C и выше сплав характеризуется прочностью около 320 МПа, что составляет всего около 30% от его прочности при комнатной температуре. В целом данный сплав демонстрирует характерную для тугоплавких металлов зависимость прочности от температуры.

Сплав, содержащий повышенное количество молибдена (сплав 2) характеризуется более низкой прочностью при комнатной температуре (410 МПа). Однако при нагреве характер изменения прочности имеет принципиально иной вид. При нагреве образцов уже до 800 °C прочность растет до 1040 МПа. Достаточно высокие значения прочности сохраняются при температурах 1000, 1200 1300 °C (970 – 820 МПа). При переходе к испытаниям при 1500 °C сплав демонстрирует уже заметно меньшую прочность (580 МПа), но она остается более высокой, чем у этого сплава при комнатной температуре и практически в два раза превышает прочность сплава 1 при 1500 °C (280 МПа).

Результаты экспериментов говорят о достаточной вязкости матрицы в сплаве 1 при комнатной температуре и о недостатке таковой для сплава 2. Тем не менее, сплав 2 продемонстрировал не только рост значений прочности при росте температуры, обусловленный, очевидно, ростом вязкости матрицы, но и существенно более высокую жаропрочность, чем сплав 1.

Литература

1. И.Б. Гнесин, Б.А. Гнесин, Д.В. Прохоров, М.И. Карпов, В.И. Внуков, Н.И. Гнесина, И.С. Желтякова, Т.С. Строганова // 12-я Международная конференция "Фазовые превращения и прочность кристаллов" : сб. тр. (24 -27 октября 2022) / Черноголовка. – 2022. – С. 31.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.59

СПЕЦИАЛЬНЫЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН КАК НОСИТЕЛИ ТЕКСТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

А.А. Редикульцев[1], М.Л. Лобанов[1,2], М.А. Зорина[1], С.В. Яркова[1]
[1] *Уральский федеральный университет им. первого Президента РФ Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия,* a.a.redikultsev@urfu.ru
[2] *Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*

Вопросы формирования текстуры и ее наследственности при промышленном производстве ферритных сталей исследованы на листовой IF-стали – основном материале для изделий, производимых за счет глубокой вытяжки, требующей определенной анизотропии механических свойств. Причем в данных материалах при горячей прокатке полностью реализуется γ→α-превращение, которое рассматривается в настоящее время как чисто диффузионное (не сдвиговое). В работе использовались следующие методы исследования: сканирующая электронная микроскопия с применением EBSD, просвечивающая электронная микроскопия, измерения физических свойств, механические испытания, а также термодинамические расчеты фазовых составов.

После рекристаллизационного отжига текстура IF-стали характеризуется наличием выраженных компонент: {110}<113>, {110}<112>, {112}<110> и более слабой {111}<112>, совокупность которых с учетом рассеяния образует аксиальную текстуру с осью <111>, параллельной направлению нормали к плоскости листов (требуется для штамповки). После нагрева металла в аустенитную область (полной фазовой перекристаллизации) и дальнейшем охлаждении с печью, на воздухе или воде до комнатной температуры, в стали наблюдается одна и та же текстура, близкая к исходной. Наблюдаемая текстурная наследственность объяснена зарождением новой α-фазы с выполнением ориентационных соотношений (ОС) близких к ОС Курдюмова–Закса (в том числе и при диффузионных превращениях). Границы, на которых происходит такое зарождение являются кристаллографически обусловленными границами близкими по углу разориентации к любому углу из полного набора возможных углов между ориентировками γ-фазы, образованными по обратным ОС. Такое зарождение является преимущественным и приводит к малому числу возможных ориентировок новой фазы, то есть формированию текстуры в ней [1,2]. Схематическое изображение механизма текстурной наследственности при $\alpha_{ОЦК}\rightarrow\gamma_{ГЦК}\rightarrow\alpha_{ОЦК}$ превращениях показано на рис. 1.

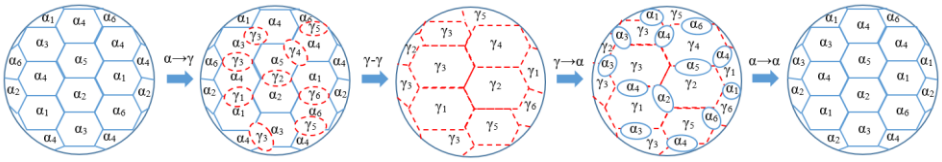


Рисунок 1. Схематическое изображение механизма текстурной наследственности при $\alpha_{ОЦК}\rightarrow\gamma_{ГЦК}\rightarrow\alpha_{ОЦК}$ превращениях в IF-сталях

Благодарность: *Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00683, https://rscf.ru/project/25-19-00683/.*

Литература

1. Редикульцев А.А., Зорина М.А., Пастухов В.И., Лобанов М.Л. // МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ. – 2025. – № 9. С. 6-11.
2. Редикульцев А.А., Зорина М.А., Пастухов В.И., Лобанов М.Л. // МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ. – 2025. – № 9. С. 12-18.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.60

ВЫРАЩИВАНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ ОКСИДНЫХ ЭВТЕКТИК МЕТОДОМ EFG

Тимашов Д.В., Стрюков Д.О., Курлов В.Н.
Институт физики твердого тела Российской академии наук,
142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 2
*E-mail: danilatimashovmagadan@mail.ru

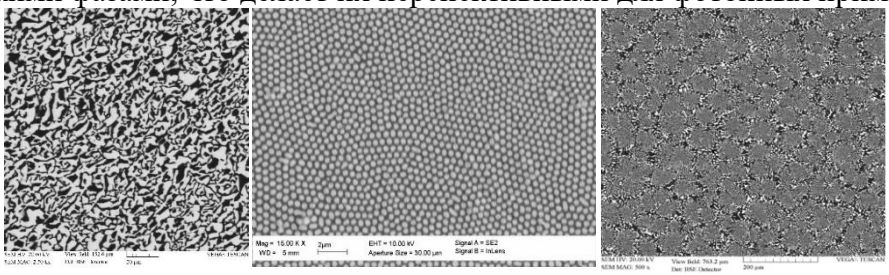
Направленно кристаллизованные оксидные эвтектики на основе оксида алюминия и оксидов редкоземельных элементов представляют значительный интерес в качестве высокотемпературных конструкционных материалов нового поколения, сочетающих высокую термостойкость, структурную стабильность и технологическую воспроизводимость, что важно для применения в высокотемпературной технике и функциональных теплонагруженных элементах.

Методом EFG (Edge-defined Film-fed Growth) осуществлено выращивание профилированных бинарных гранат-содержащих (Al_2O_3-$Y_3Al_5O_{12}$, Al_2O_3-$Er_3Al_5O_{12}$) и перовскит-содержащих (Al_2O_3-$GdAlO_3$) эвтектик, а также тройной эвтектической системы Al_2O_3-ZrO_2(Y_2O_3). Метод позволяет получить протяженные изделия заданного профиля; при этом направленная кристаллизация расплавов позволяет формировать мелкодисперсную структуру с высокой плотностью хорошо сцепленных межфазных границ. Были успешно выращены трубки, ленты и стержни различного поперечного сечения при скоростях вытягивания от 30 до 300 мм/ч (рис. 1).



Рис. 1. Профилированные эвтектики на основе оксида алюминия и редкоземельных оксидов

Исследованы механические свойства и микроструктура различных оксидных эвтектик в зависимости от скорости выращивания. Показано, что для скоростей роста от 30 до 300 мм/ч характерные размеры фаз согласуются с классической моделью эвтектической кристаллизации Ханта − Джексона ($\lambda^2 v = \text{const}$). В зависимости от состава направленной кристаллизацией можно получать эвтектические структуры различного типа, в которых, корундовая фаза Al_2O_3 образует непрерывную 3D-структуру вместе с оксидом редкоземельного металла (рис. 2). В частности, некоторые эвтектики на основе перовскита содержат стержневую структуру с монокристаллическими фазами, что делает их перспективными для фотонных применений.



а б в

Рис. 2. Микроструктура эвтектик: (а) Al_2O_3-$Er_3Al_5O_{12}$, (б) Al_2O_3-$GdAlO_3$ и (в) Al_2O_3-ZrO_2(Y_2O_3)

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.61

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НЕЕЛЯ ХРОМОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ НЕЙТРОНОВ

Бобрусова Ю. А.[1], Вершинина Т. Н.[1], Сумников С.В.[1], Булаева А.С.[1], Литовченко И.Ю.[2]

[1] *ОИЯИ, Дубна, Россия, bobrusova@jinr.ru*

[2] *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, liy7@yandex.ru*

Температура Нееля является одной из ключевых характеристик аустенитных сталей с антиферромагнитным упорядочением, поскольку определяет переход материала из антиферромагнитного в парамагнитное состояние и оказывает существенное влияние на его термодинамические и физические свойства. Магнитное упорядочение вносит вклад в свободную энергию аустенита, влияя на его фазовую стабильность, энергию дефекта упаковки и, как следствие, на механизмы пластической деформации и механические свойства материала. Кроме того, в области температуры Нееля наблюдаются изменения теплофизических и электротранспортных характеристик, что делает определение этой температуры важным как для фундаментальных исследований магнитного состояния аустенитных сталей, так и для разработки материалов с заданным комплексом эксплуатационных свойств.

В настоящей работе методом нейтронной дифракции исследованы фазовый состав и магнитные свойства хромомарганцевой стали Fe-11Cr-27Mn-W-Ti-V-Ta-Y-0,23C в двух состояниях: после гомогенизации при 1100°C с последующей закалкой и после прокатки закаленного состояния со степенью деформации 20%. Исследования выполнены на дифрактометре ФДВР импульсного реактора ИБР-2. Предварительные измерения проводили в режиме высокого разрешения ($\Delta d/d$ = 0,1%), а *in situ* эксперименты по изучению эволюции фазового состава и магнитных превращений при нагреве и охлаждении - в режиме высокой интенсивности ($\Delta d/d$ = 1,5%). Образцы нагревали от комнатной температуры до 850°C с последующим охлаждением со скоростью 2 °C /мин, а также охлаждали до -263°C со скоростью -2 °C /мин.

Температуру Нееля определяли по температурной зависимости интегральной интенсивности рефлекса (110), возникающего на нейтронограммах вследствие антиферромагнитного упорядочения. Поскольку данный рефлекс существует только в магнитоупорядоченном состоянии, его исчезновение при нагреве соответствует переходу материала в парамагнитное состояние.

Анализ температурной эволюции дифрактограмм показал, что в состоянии после закалки от 1100 °C исследуемая сталь находится в антиферромагнитном состоянии, о чем свидетельствует наличие рефлекса (110). При нагреве интенсивность данного рефлекса постепенно уменьшается, а в интервале температур 60-70°C он полностью исчезает, что соответствует переходу материала в парамагнитное состояние.

В состоянии после холодной деформации со степенью 20 % сталь при комнатной температуре находится в парамагнитном состоянии. При этом в структуре присутствует ε-мартенсит, на что указывает присутствие на дифрактограмме пика (101) от данной фазы. В процессе охлаждения рефлекс (110) появляется уже при температурах, близких к комнатной, после чего его интенсивность растет с дальнейшим понижением температуры, что свидетельствует о формировании антиферромагнитного порядка. На основании полученных данных температура Нееля для стали в деформированном состоянии составляет около 20°C.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.62

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ Co, Al И Ti

Жилина М. А.[1, 2], Кочура Е. Г.[1], Королева У. С.[1], Юрченко Н. Ю.[1]

[1]*Институт лазерных и сварочных технологий, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия*

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

marishazilina01@gmail.com

На сегодняшний день тугоплавкие композиционно-сложные сплавы (ТКСС) рассматриваются как перспективный класс материалов для высокотемпературных конструкционных применений благодаря сочетанию высокой прочности, хорошей жаростойкости и технологичности. Несмотря на значительный интерес к данным материалам, особенности эволюции их структуры при термической обработке остаются недостаточно изученными.

В качестве объекта исследования выбраны сплавы $(Nb_{85}Mo_5Ta_5V_5)_{90}(CoTi)_{10}$ и $(Nb_{85}Mo_5Ta_5V_5)_{90}(CoAl)_{10}$, характеризующиеся двухфазной структурой (ОЦК + μ-фаза), высокой прочностью и удовлетворительной вязкостью в литом состоянии [1]. Образцы были подвергнуты отжигу при температуре 1250°C в течение 24 ч.

В докладе представлены результаты исследования влияния термической обработки на структуру и механические свойства указанных сплавов.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 24-79-10068 (https://rscf.ru/en/project/24-79-10068/).

Литература

1. Yurchenko N., Zhilina M., Kochura E., Klimenko D., Mishunina E., Stepanov N. Structure and mechanical properties of refractory complex concentrated alloys with late 3d transition metal and Ti/Al additions // Int. J. Refract. Metals Hard Mater. – 2026. Vol. – 139. – C. 107806.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.63

ЭТТРИНГИТ И ТАУМАСИТ: МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ — РЕЗУЛЬТАТЫ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Тарарушкин Е. В.[1]
[1]*НИУ ВШЭ, Москва, Россия,* evgeny.tararushkin@yandex.ru

Эттрингит и таумасит — важные минералы химии цемента: первый отвечает за сульфатную коррозию, второй — за её особо опасную таумаситовую форму (TSA), приводящую к разрушению бетона при пониженных положительных температурах. Методом классической молекулярной динамики (МД) с силовым полем ClayFF-MOH [1] исследованы механические свойства эттрингита и таумасита, а также возможность эпитаксиального роста таумасита на поверхности эттрингита.

Показано, что водородные связи структурных гидроксилов определяют упругие свойства обоих минералов [1,2]. Учёт в явном виде угловых взаимодействий M–O–H (M = Ca, Al, Si) для гидроксилов в силовом поле ClayFF критически важен для корректного описания механических свойств кристаллов.

При исследовании взаимодействия воды с различными поверхностями обоих минералов установлено, что на поверхности эттрингита формируется адсорбционный слой воды толщиной ≈10 Å, который создаёт «дворик кристаллизации» — пространство, достаточное для формирования колонок таумасита. Различие в энергиях межфазных границ кристалл–вода (отрицательная для таумасита, положительная для этрингита) объясняет более высокую растворимость таумасита и его осаждение именно на поверхности этрингита.

Впервые прямым МД-моделированием подтверждена возможность эпитаксиального роста таумасита на поверхности эттрингита: смесь кристаллов эттрингит–таумасит стабильна при комнатной температуре, столбчатые структуры минералов на границе не перестраиваются на протяжении всего времени моделирования, а энергия смеси кристалла положительна и составляет 46 мДж/м^2.

Исследование осуществлено в рамках Программы фундаментальных исследований НИУ ВШЭ (HSE-BR-2025-002).

Литература

1. Tararushkin E.V., Pisarev V.V., Kalinichev A.G. // Cem. Concr. Res.– 2022. – V. 156. – 106759.
2. Tararushkin E.V., Smirnov G.S., Kondratyuk N.D., Kalinichev A.G. // Cem. Concr. Res. – 2025. – V. 197. – 107944.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.64

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ И СВОЙСТВА УГЛЕНИКЕЛЕВОГО КОМПОЗИТА

Атанов Б.И.
Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия,
but305@mail.ru

В современных газотурбинных двигателях (ГТД), особенно для наиболее термонагруженных элементов, таких как лопатки турбины и камеры сгорания, повсеместно применяются жаропрочные никелевые суперсплавы. Наиболее распространенные промышленные сплавы, такие как Inconel 718 и ЖС-32, а также перспективный сплав ВЖМ200, демонстрируют высокую прочность при комнатной температуре на уровне 1100-1200 МПа.

Однако, при температуре эксплуатации выше 900-1100°С происходит резкое падение прочности до 150-310 МПа. Такие механические свойства не удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам перспективных двигателей шестого поколения, работающих при температуре до 1400°С и выше. Более того, как показывают многочисленные исследования, потенциал дальнейшего улучшения свойств традиционных суперсплавов путем легирования тугоплавкими элементами или элементами, стабилизирующими γ'-фазы практически исчерпан. Дальнейшее увеличение содержания легирующих элементов не дает существенного прироста жаропрочности или стойкости к ползучести, а часто ведет к ухудшению технологичности и удельных прочности и жесткости. В связи с этим, научный поиск смещается в сторону принципиально новых решений.

Одним из наиболее перспективных направлений является разработка композитов с металлической матрицей, в частности, угленикеля – композита на основе никелевой матрицы, армированной непрерывным углеродным волокном (УВ).

Были проведены предварительные серии экспериментов по получению образцов композита из непрерывного углеродного волокна и никелевой матрицы, а также были проведены испытания на трехточечный изгиб образцов композита, полученного при различных температурах. Проанализированы особенности кривых сила-прогиб и напряжение-деформация, установлена высокая прочность образцов композита. Методами сканирующей электронной микроскопий исследованы микроструктура и поверхности разрушения образцов композита. Построены графики зависимости от температуры модуля упругости, предела прочности, деформации при разрушении и работы разрушения.

Работа выполнена в рамках проекта «FFWE-2026-0003» по программе «Создание и функционирование технологических лабораторий по средствам производства и автоматизации, роботизации для проведения прикладных научных исследований в рамках мероприятия «НАУЧНЫМИ ОРГАНИЗАЦИЯМИ И ОРГАНИЗАЦИЯМИ, ОСУЩЕСТВЛЯЮЩИМИ ОБРАЗОВАТЕЛЬНУЮ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬ ПО ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫМ ПРОГРАММАМ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ И ДОПОЛНИТЕЛЬНЫМ ПРОФЕССИОНАЛЬНЫМ ПРОГРАММАМ, ПРОВЕДЕНЫ НИОКР В ИНТЕРЕСАХ ОРГАНИЗАЦИЙ СФЕРЫ ПРОИЗВОДСТВА СРЕДСТВ ПРОИЗВОДСТВА И АВТОМАТИЗАЦИИ» ФЕДЕРАЛЬНОГО ПРОЕКТА «НАУКА И КАДРЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА СРЕДСТВ ПРОИЗВОДСТВА И АВТОМАТИЗАЦИИ», ВХОДЯЩЕГО В СОСТАВ НАЦИОНАЛЬНОГО ПРОЕКТА ПО ОБЕСПЕЧЕНИЮ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ЛИДЕРСТВА «СРЕДСТВА ПРОИЗВОДСТВА И АВТОМАТИЗАЦИИ»

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.65

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА СО СЛАБЫМИ ГРАНИЦАМИ

Ганжа И.А.
Институт физики твёрдого тела им. Ю.А. Осипьяна Российской академии наук (ИФТТ РАН), г. Черноголовка, Россия, ganzhaigorrrr@mail.ru

Анализ литературы по теме моделирования разрушения волокнистых композитов с заданными свойствами на границе раздела между матрицей и волокном, показал, что все приведенные модели не учитывают трение на границе между матрицей и волокном в процессе разрушения.

Процесс разрушения углеалюминиевого композита можно разбить на три отдельных подпроцесса: пластичное разрушение алюминиевой матрицы, хрупкое разрушение углеродного волокна и трение на границе между ними. Моделирование этих процессов производилось методом конечных элементов с использованием программного пакета ABAQUS/CAE.

Модель пластичного разрушения алюминия создана на основе встроенной модели вязкого разрушения. Построена пластичная область деформации на основе экспериментальных данных. Верификация модели проведена по результатам испытаний на одноосное растяжение алюминиевых образцов.

Хрупкое разрушение углеродного волокна моделировалось на основе встроенной модели хрупкого растрескивания. В геометрию модели введен элемент с малой прочностью для имитирования внутреннего дефекта, поскольку результаты испытания модели без дефектов не соответствовали поведению реального хрупкого материала. Модель верифицирована на основе классической теории упругости.

Создана модель трения между матрицей и волокном. Геометрии были построены с пересечением поверхностей в области контакта для создания посадки с натягом. Использовался закон кулоновского трения на контакте матрицы и волокна. Результаты, полученные при расчете модели, сошлись с теоретическими значениями.

Проведено моделирование поведения монофиламента в алюминиевой матрице при разрушении.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ 22-79-10064-П.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.66

МИКРОМАНИПУЛИРОВАНИЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИКРОПИНЦЕТА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ: СОЗДАНИЕ ПОДВЕШЕННЫХ МИКРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Романов С. Р.[1], Коледов В. В.[1], Никитин М. В.[1], Орлов А. П.[1], Покровский В. Я.[1], Шеляков А. В.[2], Хачатрян Д. А.[2], Клецов А. В.[2], Погорелов А. К.[2], Иржак А. В.[3]

[1] *Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия,* E-mail: romanov_sr@bk.ru

[2] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия,* E-mail: alex-shel@mail.ru

[3] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия,* E-mail: irzhak.av@misis.ru

Квазиодномерные полупроводники с волной зарядовой плотности перспективны для создания микро- и наноэлектромеханических устройств благодаря сильной связи электронных и механических свойств [1]. Их исследование требует формирования подвешенных микроструктур и точного позиционирования вискеров.

Для решения этой задачи разработан микропинцет на основе сплава Ti_2NiCu с эффектом памяти формы (ЭПФ) (рис. 1). Управление его губками осуществляется изменением направления и величины постоянного тока через микромодуль Пельтье. Максимальная сила захвата составляет 6 мН, время срабатывания — около 1 с. В сочетании с трехкоординатным пьезомикроманипулятором с минимальным шагом 10 нм микропинцет обеспечивает точный захват и перенос микрообъектов. С его помощью сформированы подвешенные структуры на основе вискеров TaS_3.

Получена подвешенная структура из вискера TaS_3 длиной 38 мкм, подвешенного между двумя кремниевыми берегами (рис. 2). При помощи метода гетеродинирования зарегистрированы механические резонансы и их температурное смещение в диапазоне 78–220 К. Частоты исследованных мод изменялись примерно на 6 % при изменении температуры на ~100 К. Разработанная технология позволяет создавать подвешенные микроструктуры из квазиодномерных материалов и исследовать их электромеханические свойства.

Работа выполнена за счет средств Госзадания ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН.



Рис. 1. Микропинцет с ЭПФ.

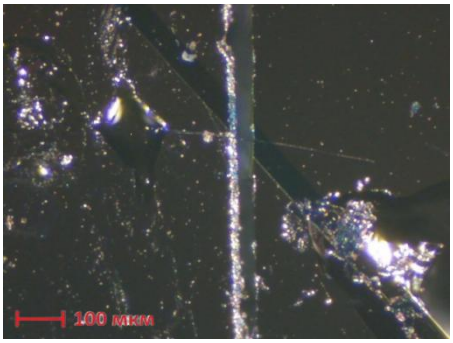


Рис. 2. Подвешенный вискер TaS_3.

Литература

1. Покровский В.Я., Зыбцев С.Г., Никитин М.В. и др. // Успехи физических наук. – 2013. – Т. 183. – № 1. – С. 33-54.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.67

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ФЕРРИТЕ $La_{0.5}Sr_{0.5}FeO_{2.75}$ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ, ИССЛЕДОВАННЫЕ МЕТОДОМ СПЕКТРОСКОПИИ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА

Ращевская С. М., Гавриличева К. А., Баркалов О.И.
Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия, rashchevskaia@issp.ac.ru

Интерес к свойствам кислорододефицитных ферритов системы La-Sr обусловлен их применениями в различных технологиях. Эти ферриты являются базовыми материалами для электродов твердооксидных топливных элементов, газовых мембран и элементов быстрой антиферромагнитной памяти [1-3]. Фазовые превращения при высоком давлении в смешанном феррите $La_{0.5}Sr_{0.5}FeO_{2.75}$ были исследованы методом комбинационного рассеяния света (КРС) в ячейке с алмазными наковальнями (диаметр кулеты 500 мкм). Передающая давление среда – NaCl. На рисунке 1а показаны характерные КРС спектры образца при повышении давления, на рисунке 1б – зависимости положений КРС пиков от давления.

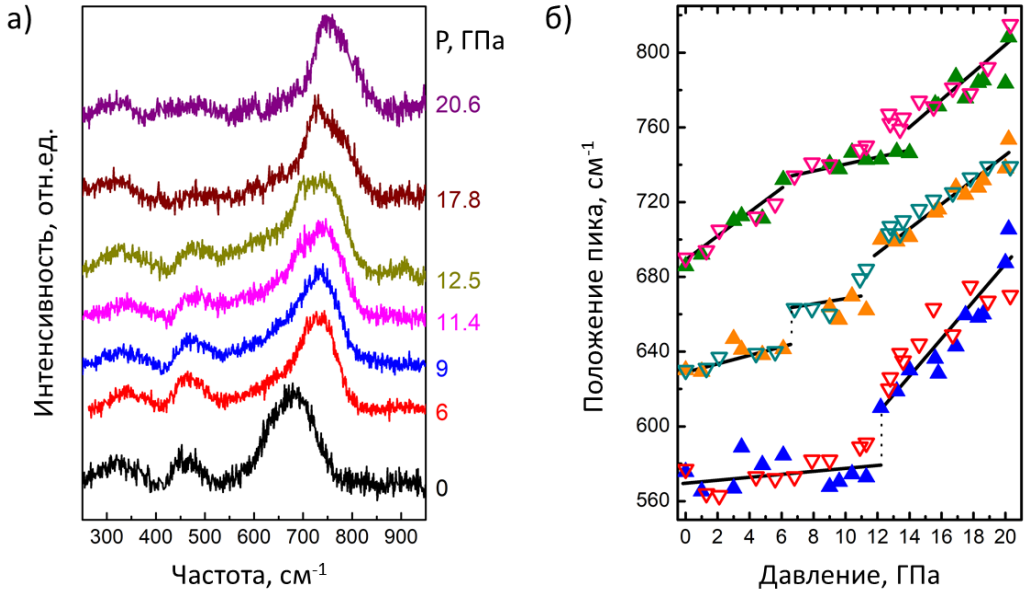


Рис. 1 а) спектры КРС образца $La_{0.5}Sr_{0.5}FeO_{2.75}$ при повышении давления (величины давлений в ГПа даны справа); б) зависимости положений мод, соответствующих колебаниям октаэдра FeO_6, при повышении (закрытые символы) и понижении (открытые символы) давления. Прямые линии, проведенные через экспериментальные точки, даны для наглядности.

При повышении давления наблюдается характерный рост частот пиков. На барических зависимостях видны скачки положения пиков и изменения наклона кривых (рис.1б) При понижении давления превращения идут с минимальным, если не нулевым, гистерезисом и полностью обратимы. Эти аномалии свидетельствуют о фазовых превращениях в структуре феррита. Соответствующие им изменения параметров кристаллической и магнитной структуры будут исследованы методом нейтронной дифракции под давлением.

Литература

1. Ju Y.-W. et al. // International Journal of Hydrogen Energy. - 2019. V. 44 - № 56. P. 29641–29647.
2. S. N. Tijare, M. V. Joshi, P. S. Padole, P. A. Mangrulkar, et al. // International Journal of Hydrogen Energy. – 2012.- №37, P. 10451
3. Salamon M. B., Jaime M. // Reviews of Modern Physics. – 2001. – V. 73. – №. 3. – P. 583.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.68

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ И ПЛАСТИЧНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СВЯЗАННЫЕ С ВЫДЕЛЕНИЯМИ И СЕГРЕГАЦИЯМИ ПРИМЕСЕЙ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН

Гуткин М. Ю.[1], Скиба Н. В.[1], Орлова Т. С.[2]
[1]*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия,*
m.y.gutkin@gmail.com; nikolay.skiba@gmail.com
[2]*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,*
orlova.t@mail.ioffe.ru

Низкий удельный вес, хорошая электропроводность и высокая коррозионная стойкость алюминиевых сплавов (АС) привели к их широкому применению в электротехнике, автомобилестроении, авиастроении, кораблестроении и в других отраслях промышленности. Однако крупнозернистые АС имеют низкую прочность, что ограничивает их практическое использование. Обработка АС методами интенсивной пластической деформации (ИПД) приводит к измельчению зеренной структуры и к значительному повышению прочности этих сплавов. В случае ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов Al-Cu-Mg, Al-Cu-Zr и Al-Mg-Zr, структурированных методами ИПД, дополнительное упрочнение достигается за счет действия новых механизмов, которые связаны с формированием нановыделений и/или сегрегаций из примесных атомов на границах зерен (ГЗ) и на их тройных стыках в процессе формирования УМЗ структуры. Более того, недавно удалось на примере АС Al-Cu-Zr [1] и Al-Mg-Zr [2] добиться значительного повышения их пластичности при сохранении высокой прочности после специальной термомеханической обработки – низкотемпературного отжига и последующей небольшой деформации кручением под высоким давлением.

В докладе рассмотрены предложенные недавно теоретические модели [3-5] влияния зернограничных выделений и сегрегаций примесей на упрочнение и пластичность УМЗ АС. Показано, что в УМЗ сплаве Al-Cu-Zr наноразмерные выделения фазы Al_2Cu на ГЗ препятствуют скольжению внесенных зернограничных дислокаций (ВЗГД), что приводит к значительному увеличению прочности этого сплава [3]. После отжига и небольшой дополнительной деформации эти выделения становятся мощными источниками решеточных дислокаций (РД) при наличии около этих выделений большого количества ВЗГД, что дает существенное повышение пластичности этого сплава [4]. В рамках модели [5] пластическая деформация в УМЗ сплаве Al-Mg-Zr, содержащем сегрегации атомов Mg на ГЗ, происходит за счет эмиссии РД из тройных стыков ГЗ, содержащих ряды ВЗГД, закрепленных на атомах Mg. Эти сегрегации затрудняют скольжение ВЗГД и формирование из них скоплений вблизи тройных стыков ГЗ, снижая там концентрацию приложенного напряжения, что приводит к значительному упрочнению сплава. Полученные в результате анализа моделей [3-5] расчетные значения предела текучести и зависимости напряжения течения от степени пластической деформации демонстрируют хорошее качественное и количественное совпадение с экспериментальными данными.

Литература

1. Orlova T.S., Sadykov D.I., Danilov D.V., et al. // JALCOM – 2023. – Vol. 931. – 167540.
2. Orlova T.S., Mavlyutov A.M., Sadykov D.I., et al. // Metals – 2023. – Vol. 13. – No. 9. – 1570.
3. Gutkin M.Yu., Orlova T.S., Skiba N.V. // Mater. Phys. Mech. – 2022. – Vol. 50. – P. 431-438.
4. Гуткин М.Ю., Орлова Т.С., Скиба Н.В. // ФТТ – 2023. – Т. 65. – № 5. – С. 875-879.
5. Скиба Н.В., Гуткин М.Ю., Орлова Т.С. // Физ. мезомех. – 2025. – Т. 28. – № 3. – С. 80-90.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.69

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В СПЛАВЕ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ СТАРЕНИЯ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ ОБЛАСТИ ГОМОГЕННОСТИ B2 ФАЗЫ

[1]Лотков А.И., [1]Миронов Ю.П., [1]Круковский К.В., [2]Лаптев Р.С., [3]Реснина Н.Н., [1]Гирсова Н.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск, Россия, lotkov@ispms.ru

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, laptevrs@tpu.ru

[3]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия, resnat@mail.ru

Образцы сплава были отожжены при 1073 K 30 мин. и закалены в воду. Затем они были состарены при 573, 673 и 773 K по 1 ч. Образцы после закалки от 1073 K при $T_{КОМН.}$ находятся в состоянии B2 фазы со средней величиной зёрен 26±2 мкм. В зёрнах наблюдаются лишь единичные дислокации. Спектр времени жизни позитронов содержит две компоненты с разной интенсивностью IF и ID, что указывает на наличие двух типов состояний позитронов перед аннигиляцией — делокализованных и связанных с дефектами соответственно. Основная часть аннигиляции (IF = 84,6 %) соответствует компоненте со временем жизни позитронов $\tau F = 0{,}1411$ нс, характерном для делокализованных позитронов в B2 фазе TiNi. Время жизни позитронов вблизи дефекта $\tau D = 129{,}8$ пс имеет интенсивность ID = 15,4 % и близко к времени жизни позитронов, захваченных вакансиями на подрешётке атомов Ni (VNi), для которых $\tau \approx 134$ пс. Последовательность МП B2↔B19′.

Старение образцов при 573 K приводит к формированию предвыделений и выделений частиц Ti_3Ni_4 и появлению МП B2↔R. Средняя величина плотности дислокаций ρ_d около 10^{12}–10^{13}м$^{-2}$. Методом ПЭМ на фоне крапчатого контраста наблюдаются пакеты пластин R фазы; они имеют нанодоменную микроструктуру. Разделение профилей рентгеновских отражений на составляющие фаз B2+R потребовало введения дополнительных широких рефлексов малой пиковой интенсивности, угловые положения которых мало отличаются от положений рефлексов (hkl)B2; они обозначены (hkl)B2′. Появление этих отражений обусловлено формированием локальных областей типа зон Гинье-Престона с повышенной концентрацией вакансий, предшествующих выделению частиц Ti_3Ni_4.

Старение образцов при 673 K приводит к формированию двух областей B2 фазы, которые отличаются химическим составом. Эти области превращаются в фазу B19′ при разных температурах; последовательность МП может быть как B2→R→B19′, так и B2→B19′. Появление этих областей в B2 фазе обусловлено незавершённой стадией формирования частиц Ti_3Ni_4, которые имеют линзовидную форму; их продольный размер до 120 нм, поперечный – 35 нм, а после старения при 773 K– 230 нм и 35 нм. Частицы распределены в образцах неоднородно и являются частично когерентными с B2 фазой. Объёмная доля выделений Ti_3Ni_4 в образцах после старения при 673 K составляет 2–4%, а после старения при 773 K 4–5%.

Можно ожидать, что для достижения высокой усталостной долговечности наиболее значимое упрочнение образцов сплавов $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ – $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) может быть реализовано при температурах старения 523–673 K.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (проект № FWRW–2026–0005).

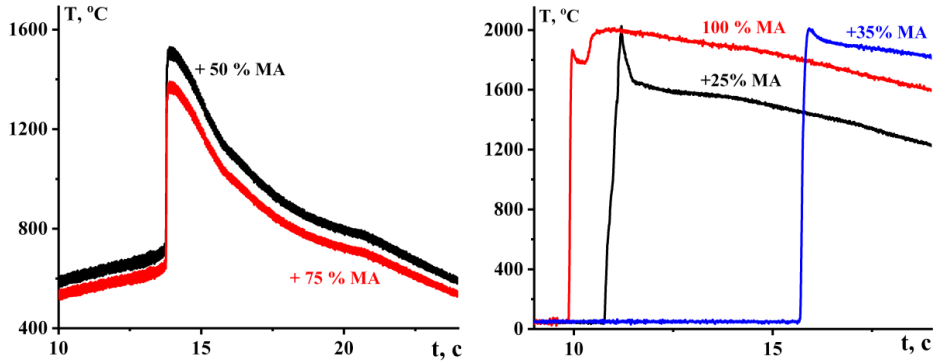
DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.70

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti/Nb/Al

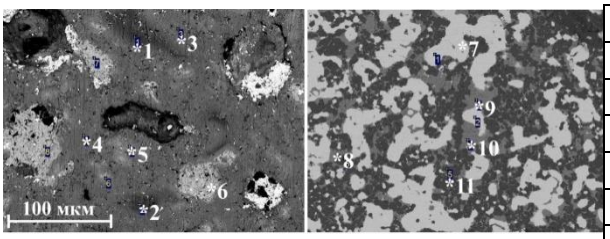
Саламатов В. Г.[1], Помогайло С. И.[2,3]
[1] *БФУ им. И. Канта, г. Калининград, Россия,* VGSalamatov@kantiana.ru
[2] *ФГБУН ИСМАН, г. Черноголовка, Россия*
[3] *ВИНИТИ РАН, г. Москва, Россия*

Сплавы на основе алюминидов титана и ниобия, а также орторомбической фазы Ti_2AlNb являются перспективными конструкционными материалами для применения в аэрокосмической промышленности и биомедицине благодаря своим прочностным свойствам, жаропрочности и сопротивлению ползучести.

Экспериментально изучены особенности структуро- и фазообразования в порошковых системах $3Nb_2O_5$–6Ti–10Al + МА ($3Nb_2O_5$–6Ti–10Al) и Ti–2Al–Nb + МА (Ti–2Al–Nb) в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Исследовано влияние количества активирующей добавки МА (механически активированная смесь) на тепловую структуру волн СВС, фазовый состав и микроструктуру продуктов синтеза. В результате теплового взрыва в системе Ti–2Al–Nb+ МА образуется сплав на основе алюминидов $NbAl_3$, Nb_2Al, Ti_3Al и доминирующей фазы γ-TiAl, представляющей собой твёрдый раствор bcc-Nb в γ-TiAl с искажённой кристаллической решёткой. Измеренные значения микротвёрдости по Виккерсу фазы γ-TiAl укладываются в диапазон значений 470–525 HV. В ходе волнового СВС в системе $3Nb_2O_5$–6Ti–10Al + МА образуется сплав на основе Al_2O_3, TiO_2 с доминирующей фазой Nb_3Al.



Типичные термограммы волн горения Ti-2Al-Nb и $3Nb_2O_5$–6Ti–10Al в среде аргона при давлении 10^5Па.



Микроструктура продуктов Ti-2Al-Nb + 75%МА и 3Nb2O5–6Ti–10Al + 75%МА

	At.% O	Al	Ti	Nb
1	3,38	33,50	61,34	1,78
2	35,11	11,17	49,17	4,55
3	4,01	46,41	27,83	21,75
4	10,73	45,36	22,78	21,13
5	10,39	40,97	14,83	33,81
6	25,61	2,98	0,24	71,17
7	20.2	13.83	15.94	50.22
8	65.81	33.48	0.71	0
9	53.03	1.28	44.90	0.78
10	59.03	1.27	39.25	0.45
11	64.75	34.55	0.71	0

Работа выполнена в рамках реализации программы развития Балтийского федерального университета им. И. Канта — «Приоритет 2036», проект 1086-Л-25.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.71

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МИКРОВОЛНОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ОБРАБОТКИ КВАРЦСОДЕРЖАЩИХ ПОРОД

Махмудов Х. Ф.[1], Кульбеда Д.А.[1]
[1]ФТИ им А. Ф. Иоффе; Санкт-Петербург, Россия, e-mail: h.machmoudov@mail.ioffe.ru

В рамках данного исследования проведён детальный анализ процесса трансформации микроволновой (СВЧ) энергии в тепловую с применением методологических подходов, основанных на фундаментальных принципах физики и материаловедения. Установлено, что преобразование энергии начинается в зонах структурной нестабильности материала, что существенно отличается от традиционных методов теплового воздействия. Этот механизм представляет собой ключевой триггерный параметр в контексте изучения процессов разрушения гетерогенных геоматериалов и твердых диэлектриков. Анализ тангенса угла диэлектрических потерь (tg δ) в минералах и горных породах показал, что данный параметр обусловлен сложными релаксационными процессами, происходящими на микроскопическом и атомном уровне. Эти процессы включают взаимодействие полярных молекул, наличие сложных анионных радикалов, химически связанную воду, а также наличие границ раздела между твердой и жидкой фазами, а также между диэлектрическими и проводящими структурами. Особое внимание в исследовании уделено новому методу преобразования микроволновой энергии в тепловую, который реализуется в зонах контакта водонасыщенных пор в кварцсодержащих минералах и горных породах. В ходе лабораторных экспериментов детально изучены механизмы этого преобразования, что позволило выявить специфические условия и параметры, влияющие на эффективность данного процесса. Ключевые аспекты исследования включают в себя анализ СВЧ-излучения, изучение прочностных характеристик материалов, анализ теплового эффекта, а также исследование деструкции материалов под воздействием микроволнового излучения. Полученные результаты имеют важное значение для разработки новых методов диагностики и мониторинга состояния геоматериалов, а также для понимания фундаментальных процессов, происходящих в твёрдых диэлектриках под воздействием внешних энергетических факторов. СВЧ-триггерный эффект увеличивает проводимость материалов при достижении пороговой плотности мощности микроволнового излучения. Кварц, ключевой компонент таких материалов, обладает уникальными свойствами, влияющими на эффект. При облучении микроволнами возникают осцилляции зарядов, генерирующие вторичные электромагнитные волны и изменяющие энергетическое состояние электронов. В условиях гетерогенности эти процессы усиливаются, приводя к резкому увеличению проводимости. Эффект может быть использован для создания сенсорных устройств, систем управления, антенн и резонаторов, а также методов диагностики материалов.

Литература

1. Kh F Makhmudov 2019 J. Phys.: Conf. Ser. 1400 077057 // – Saint Petersburg, 2020. – P. 012182. – DOI 10.1088/1742-6596/1697/1/012182
2. Менжулин М Г., Махмудов Х Ф. ЖТФ, 2019. – Т. 89, № 5. – С. 665-669. – DOI 10.21883/JTF.2019.05.47465.2563.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.72

АНАЛИЗ ДИНАМИКИ РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИУРЕТАНОВОГО ЛАКА С ОКСИДОМ ГРАФЕНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С НАНОСЕКУНДНЫМ РАЗРЕШЕНИЕМ

Хайрулло Файзуллаевич Махмудов [1], Даниил Александрович Кульбеда [1]
[1]*Институт имени А. С. Иоффе; Санкт-Петербург, 194021, Россия*
e-mail: h.machmoudov@mail.ioffe.ru

В данной работе изучается характер разрушения полиуретановых покрытий, модифицированных оксидом графена. Концентрация оксида графена варьировалась от 0,2 до 1,0 мас. %, с шагом в 0,2 мас. %. Анализ данных акустической эмиссии показал, что разрушение покрытий происходит по хрупкому механизму, при этом во всех образцах наблюдалось образование микротрещин и магистральных трещин. Добавление 0,2–0,8 мас. % оксида графена значительно упрочняло полиуретановую матрицу, что привело к существенному повышению динамической прочности. Однако в образце, содержащем 1 мас. % оксида графена, динамическая прочность снизилась из-за агломерации частиц. В образцах без добавок и в образцах с содержанием оксида графена до 0,4 мас. % перед распространением магистральных трещин наблюдалось образование микротрещин. Напротив, при содержании GO 0,6–1 мас. % большая часть энергии акустической эмиссии расходовалась на образование первичной основной трещины, а на вторичное растрескивание тратилось меньше энергии. Более высокие концентрации GO приводили к повышению хрупкости покрытия. Спектроскопия комбинационного рассеяния света показала, что при добавлении оксида графена в полиуретановый лак происходит потеря полосы Amide II при 1530 $см^{-1}$, что свидетельствует о химической модификации уретановых групп полимера.

ANALYSIS OF FRACTURE DYNAMICS OF POLYURETHANE VARNISH WITH GRAPHENE OXIDE USING NANOSECOND-RESOLUTION ACOUSTIC EMISSION

Khairullo Faizullaevich Makhmudov [1], Daniil Aleksandrovich Kulbeda [1]
[1]*Ioffe Institute; Saint-Petersburg, 194021, Russia*
e-mail: h.machmoudov@mail.ioffe.ru

This paper examines the fracture behavior of polyurethane coatings modified with graphene oxide. The concentration of graphene oxide ranged from 0.2 to 1.0 wt.%, with incremental steps of 0.2 wt.%. Analysis of the acoustic emission data indicated that the coatings exhibited brittle failure, with microcracking and main crack formation observed in all samples. Adding 0.2–0.8 wt.% graphene oxide significantly reinforced the polyurethane matrix, yielding a substantial improvement in dynamic strength. However, the sample containing 1 wt.% GO showed a decrease in dynamic strength due to particle agglomeration. In unfilled coating samples and those with up to 0.4 wt.% GO, microcrack formation was observed prior to the propagation of main cracks. In contrast, at 0.6–1 wt.% GO, most acoustic emission energy was expended on the formation of the primary main crack, with less energy consumed by secondary cracking. Higher GO concentrations led to an increase in coating brittleness. Raman spectroscopy revealed that the incorporation of graphene oxide into the polyurethane varnish results in the loss of the Amide II band at 1530 cm^{-1}, indicating chemical modification of the polymer's urethane groups.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.73

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУР ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ТЕКСТУРУ И КИНЕТИКУ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА ИЗ Al–Mg-СПЛАВА

Пятковский С. А.[1], Поспелов Д. И.[1], Болобанова Н.Л.[1], Никифоров А.А.[1]
[1]*Череповецкий государственный университет, г. Череповец, Россия,*
sapiatkovskii2@chsu.ru

Для управления комплексом механических свойств алюминиевых сплавов, используемых в виде горячекатаных листов, необходимо знание структурных перестроек, происходящих при термической обработке. Особый интерес представляют ранние стадии рекристаллизации, которые зачастую не удаётся зафиксировать локальными методами оптической и электронной микроскопии из-за малого масштаба визуального изображения. Цель исследования – установить, как температура отжига (в диапазоне от 230 до 530 °C) влияет на прочность, пластичность, текстуру по толщине и кинетику первичной рекристаллизации листового проката из сплава AA5056 (система Al–Mg).

Объектом исследования послужил горячекатаный лист толщиной 8 мм из сплава AA5056. Отжиги выполнены в атмосфере защитного газа (азота) с выдержками 1 час при температурах t_i: 230, 250, 270, 290, 310, 330, 350, 370 и 530 °C. Механические испытания на растяжение (по ISO 6892-1) проводили на 12 образцах для каждого состояния. Текстурный анализ выполнен методом обратных полюсных фигур, нормировка по Моррису с использованием десяти наиболее интенсивных отражений ГЦК-решётки для трёх слоёв по толщине: поверхность, 1/3 и 1/2 глубины. Для исследования кинетики рекристаллизации и оценки параметра кристаллической решётки применяли метод съёмки в рентгеновской камере обратной съёмки с регистрацией линий (511) и (422) на фотоплёнку (Cu$K\alpha$-излучение, экспозиция 12 ч).

По результатам испытаний на растяжение были получены регрессионные уравнения, позволяющие прогнозировать значения временного сопротивления разрыву R_m, условный предел текучести $R_{p0,2}$ и относительное удлинение A для сплава AA5056 в зависимости от температуры отжига (230–370 °C) с большой точностью ($R^2 \geq 0{,}989$).

Исследование текстуры в диапазоне температур 230–370 °C методом обратных полюсных фигур показало, что текстура листа по толщине неоднородна: на поверхности доминирует ориентация $\{311\}\langle 211\rangle$, а в центральных слоях $\{110\}\langle 112\rangle$. При анализе данных об относительном удлинении было обнаружено аномальное снижение пластичности при 290–310 °C. Оно обусловлено выделением вторичной фазы из твёрдого раствора, что подтверждается уменьшением параметра решётки и уширением дебаевских колец.

С помощью рентгеновского фотометода было определено, что первичная рекристаллизация в исследованном сплаве начинается при 530 °C (появление точечных рефлексов на дебаеграммах), что говорит о высокой стойкости структуры сплава AA5056 рекристаллизационному росту зёрен вплоть до указанной температуры.

Полученные в исследовании результаты позволяют обоснованно назначать режимы отжига и температурные диапазоны эксплуатации деталей и конструкций из горячекатаного листа сплава AA5056.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.74

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ЭФФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ КСЕРОГЕЛЕЙ ТЕТРАГОНАЛЬНЫХ И КУБИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ ZrO_2, ДОПИРОВАННОГО ОКСИДАМИ ЛАНТАНОИДОВ

Ломакина Т.Е.[1], Конаков В.Г.[1]
1Институт проблем машиностроения РАН, Санкт-Петербург, Россия
lomakina.te@edu.spbstu.ru

Высокосимметричные (тетрагональные и кубические) модификации ZrO_2 являются перспективными материалами для современной промышленности, в частности, в качестве твердых электролитов для электрохимических устройств и стоматологических материалов. Наиболее подходящим подходом для получения желаемых высокосимметричных фаз диоксида циркония является стабилизация ZrO_2 некоторыми оксидами двух- и трехвалентных металлов и образование твердых растворов. Золь-гель синтез также широко применяется благодаря возможности контролировать фазовый состав и дисперсность получаемых порошков. Целью настоящей работы было применение вышеописанного подхода для получения ZrO_2, стабилизированного лантаноидами, т.е. синтез тетрагональных и кубических твердых растворов ZrO_2 с оксидами La, Ce, Pr, Nd, Sm, Gd, Tb, Ho, Er и Yb, а также исследование термических эффектов в ксерогелях, дисперсности продуктов на всех стадиях производства порошков и фазового состава полученных порошков.

Для синтеза диоксида циркония, стабилизированного оксидами лантаноидов (LnSZ) были использованы следующие реагенты: водный раствор аммиака, $ZrO(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$ и гидраты нитратов лантаноидов $A(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$, где A – La, Ce, Pr, Sm, Gd, Tb; $B(NO_3)_3 \cdot 5H_2O$, где B – Ho, Er, Yb. Системы 92ZrO2-8Ln2O3 (Ln = Pr, Nd, Sm, Gd, Ho, Er, Yb), 90ZrO2-10La2O3 и 88ZrO2-12Tb2O3; Для исследования были выбраны 97ZrO2-3Nd2O3, 97ZrO2-3Sm2O3, 96ZrO2-4Ln2O3 (Ln = Ce, Gd, Tb, Ho, Er, Yb), 95ZrO2-5La2O3 и 95ZrO2-5Pr2O3, и были приготовлены соответствующие 0,1 М водные растворы солей. Составы $90ZrO_2$-$10La_2O_3$ (ZrO_2, стабилизированный 10 мол. % La_2O_3), $92ZrO_2$-$8Ln_2O_3$ (Ln = Pr, Nd, Sm, Gd, Ho, Er, Yb), $90ZrO_2$-$10La_2O_3$ и $88ZrO_2$-$12Tb_2O_3$ были выбраны для получения кубических твердых растворов. Для получения тетрагональных твердых растворов были выбраны системы $97ZrO_2$-$3Nd_2O_3$, $97ZrO_2$-$3Sm_2O_3$, $96ZrO_2$-$4Ln_2O_3$ (Ln = Ce, Gd, Tb, Ho, Er, Yb), 95ZrO2-5La2O3 и 95ZrO2-5Pr2O3, были приготовлены соответствующие 0,1М водные растворы солей. Затем раствор солей добавляли со скоростью ~ 1-2 мл/мин в 1М водный раствор аммиака; уровень pH около 9-10 поддерживали постоянным. Совместное осаждение проводили при 0-5°C и постоянном перемешивании, полученный гель смеси гидроксидов металлов фильтровали и сушили с помощью лиофильной сушки. Полученные аморфные порошки прокаливали при 450, 600 и 800°C в течение 2 часов. Исследование образцов проводилось с помощью различных методов термического анализа, рентгеноструктурного анализа и лазерной седиментографии. Было обнаружено, что полученные экспериментальные значения экзотермических эффектов кристаллизации ксерогелей на основе ZrO_2 близки к известным значениям энтальпии кристаллизации кубического твердого раствора (~ -9 кДж/моль) и энтальпии тетрагонального твердого раствора (~ -15 кДж/моль). Было показано, что повышение температуры прокаливания до 800°C повышает дисперсность порошков при уменьшении среднего размера частиц до ~20-40%. Кристаллизация тетрагональных и кубических твердых растворов при 450–800 °C подтверждается рентгеноструктурным анализом, что согласуется с данными фазовых диаграмм Ln_2O_3-ZrO_2.

Исследование выполнено в рамках гранта Российского научного фонда №23-19-00236-П.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.75

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ “БЕЛЫЙ ЭЛЕКТРОКОРУНД – СЕРЕБРО”, НАНЕСЕННОГО НА МЕДНУЮ ПОДЛОЖКУ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Почетуха В. В.[1], Романов Д. А.[1], Громов В. Е.[1]
[1] *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*
E-mail: v.pochetuha@mail.ru

Требованиям экономичности подложки и обеспечения высокой электропроводности и теплопроводности среди прочих вариантов наиболее всего удовлетворяет электротехническая медь, например марки М001 (минимальный ат. % меди в химическом составе составляет 99,99%). Именно она была выбрана в качестве подложки. Размер подложки 30 × 30 × 5 мм обеспечивал покрытие пламенной струей только одной поверхности образца размером 30 × 30 мм.

Формирование покрытия производили за счет импульсной многофазной плазменной струи, формируемой от электрического взрыва проводника на установке ЭВН–Л. Использовали композиционный проводник, спрессованный из смеси порошков серебра массой 400 мг и белого электрокорунда массой 100 мг. Для получения композиционного проводника применяли порошок серебра высокой чистоты марки ПС–3 (минимальный ат. % серебра в химическом составе составляет 99.00%) и порошок белого электрокорунда марки 25A WFA M2 F 2500.

Методом электрического взрыва композиционного проводника, спрессованного из смеси порошков серебра и белого электрокорунда на медную подложку нанесено покрытие “белый электрокорунд – серебро”. Для исследования были поставлены вопросы подтверждения возможности формирования покрытия и изучение его структуры взаимодополняющими методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Метод сканирующей электронной микроскопии выявил, что покрытие “белый электрокорунд – серебро” толщиной 100 мкм образовано матрицей на основе серебра, упрочненной включениями оксида алюминия Al_2O_3. Размер включений варьируется от 1 до 7 мкм. Включения сгруппированы в виде кластеров двух типов: изогнутых линий, протянувшихся от поверхности покрытия до границы раздела с подложкой, толщиной 15 мкм и эллиптических скоплений высотой до 3/4 толщины покрытия и шириной до 50 мкм. Кластеры разделены между собой слоями серебряной матрицы толщиной порядка 10 мкм. Ближе к поверхности покрытия присутствуют крупные включения Al_2O_3 диметром, достигающим 17 мкм. Рентгеноструктурный анализ подтвердил основную фазу покрытий – серебро, упрочненное оксидом алюминия в трех модификациях, характеризующихся разными типами кристаллической решетки (первый тип a = 4,833, c = 12,898; второй тип a = 4,934, b = 8,245, c = 8,835; третий тип a = 7,824). Методом просвечивающей электронной микроскопии выявили твердый раствор серебра 2–3 % в меди (подложка) с частицами Al_2O_3 различной формы и размеров (от нанометров до нескольких микрометров) и неоднородно распределенных в матрице. Кроме того, выявлены участки, обогащенные оксидами Al_2O_3. Комплекс проведенных исследований выявил тримодальную структуру: единичные фрагменты белого электрокорунда изменяются от нанокристаллических до субмикрокристаллических и микрокристаллических, и располагаются в матрице.

Исследование проведено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.76

МНОГОКРАТНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ti-Ni С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ

Чуракова А. А.[1,2], Воробьёв Е. В.[1,2], Исхакова Э. И.[1,2]

[1]*Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра РАН, Уфа, churakovaa_a@mail.ru*

[2]*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

Сплавы TiNi выделяются среди материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) наибольшими функциональными характеристиками, повышенной прочностью, пластичностью и хорошим комплексом эксплуатационных свойств, коррозионной стойкостью, биосовместимостью и т.д. В сплавах TiNi при многократных циклах происходит увеличение плотности дислокаций, что сопровождается изменением температур мартенситных превращений (МП), повышением предела дислокационной текучести сплавов и изменением функциональных параметров. Исследования проводились преимущественно на сплавах в крупнозернистом состоянии, либо в состояниях с небольшой степенью деформации, и имеется ограниченное количество работ по изучению процессов накопления дислокаций и изменению свойств при МП сплавов TiNi в УМЗ и НК состояниях. В качестве материалов исследования были выбраны сплавы $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$, $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, с большим содержанием Ni относительно стехиометрии, выбор застехиометрического сплава объясняется температурами мартенситных превращений близких к комнатным. Для формирования твердого раствора осуществляли закалку сплавов из области гомогенности (от 800 °С) в воду. Для формирования УМЗ структуры закаленные образцы сплавов TiNi цилиндрической формы были подвергнуты 8 проходам РКУП по маршруту B_c при 450 °С, угол пересечения каналов (φ) составил 120°. Термоциклирование образцов в различных исходных состояниях осуществлялось следующим образом: образцы последовательно погружали в жидкий азот (-196 ºС), далее нагревали их до температуры 150 °С, что фактически ниже и выше температур $M_к$ прямого и $A_к$ обратного мартенситного превращения. Число термоциклов «нагрев – охлаждение» составляло от 0 до 100 циклов. В обоих сплавах в результате многократных фазовых превращений наблюдает рост пределов текучести и прочности и в крупнозернистом, и в ультрамелкозернистом состояниях. УМЗ состояние характеризуется более высокими значениями прочности и предела текучести также благодаря вкладу зернограничного упрочнения. Функциональные характеристики (величина обратимой деформации и реактивное напряжение) повышаются с увеличением числа циклов превращений. В сплаве эквиатомного состава прирост реактивного напряжения в крупнозернистом состоянии ~ 30 %, в ультрамелкозернистом состоянии ~ 36 %, а обратимой деформации возрастает на 0,4 и 0,7 % соответственно. В тоже время исследования на сплаве застехиометрического состава показали значительно меньший прирост функциональных характеристик: рост реактивного напряжения на 4 и 7 % и обратимой деформации на ~ 0,3 %. Таким образом, можно сделать вывод, что сплав эквиатомного состава больше склонен к фазовому наклепу, тем самым в данном сплаве многократные превращения можно рассматривать как способ повышения функциональных характеристик, в случае заникеленного сплава термоциклирование с возможным низкотемпературным старением может применяться как метод стабилизации свойств материала и повышения функциональной стабильности.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.77

О МАССОПЕРЕНОСЕ ПРИ ТОКОВОЙ ПЕРЕГРУЗКЕ В МЕДНОМ ПРОВОДНИКЕ

Недобитков Ю.А.[1]
[1]*Восточно-Казахстанский технический университет им. Д.Серикбаева, Усть-Каменогорск, Казахстан*, y.nedob@gmail.com

В работе [1] дано теоретическое обоснование массопереноса волновыми пакетами при ударном воздействии. Авторами [2] приведен практический пример переноса массы при высокоскоростном ударе. Томилин А.К. показал, что в проводнике (стержне) возникают упругие колебания двух типов: продольные и поперечные [3]. Sutton A. P.и Todorov T.N., проанализировав имеющиеся работы по электропластичности и электромиграции, пришли к выводу, что физика процессов при воздействии электрических импульсов на металлы, вызывает дискуссии в публикуемых материалах исследований [4]. Экспериментально установлено, что при плотности тока порядка 100 А/мм^2 разрушение проводника происходит при температуре 612 °С (см. рис.1б), при этом на его поверхности, на расстоянии от места разрушения, образуются «выплески» шарообразной и цилиндрической формы (см. рис.1в).

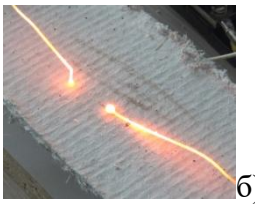
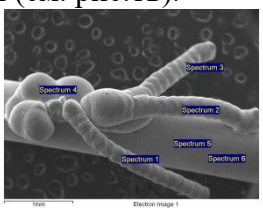
а)  б)  в) 

Рисунок 1. Результаты эксперимента, а-разрушение проводника, б-максимальная температура проводника в момент разрушения, в-точки микроанализа, увеличение 35^X.

Таблица 1 — Результаты энергодисперсионного анализа участка с перенесенным материалом (рис.1в)

Точка измерения	Содержание химического элемента, % мас.	
	O	Cu
Спектр 1	20.59	79.41
Спектр 2	20.62	79.38
Спектр 3	26.87	73.13
Спектр 4	27.13	72.87
Спектр 5	17.30	82.70

Полученные результаты имеют, в том числе, практическое значение, поскольку будут способствовать обоснованию новой методики исследования медных проводников после пожара [5].

Литература

1. Khantuleva T.A, Meshcheryakov Yu.I., Konovalov G.V, Zhigachea N.I., Divakov A.K., // Fiz.Mezomekh. — 2024. — Vol.27. — №6. — https://doi.org/10.55652/1683805X_2024_27_6_55-75.
2. Nedobitkov A.I., Saprykin D.N., Dogadkin D.S., Nedobitkov Yu.A. // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. — 2025. — Vol.19. Suppl. 1. — 51-57 — doi:10.1134/S102745102670007.
3. Томилин А.К. // Обобщенная электродинамика. — М.: Триумф. — 2020. — 300 с. — doi:10.32986/978-5-93673-270-6-2020-04.
4. Sutton, A. P., Todorov, T. N. // Phys. Rev. Mater — 2021. — Vol.5. — № 11. — doi:10.1103/PhysRevMaterials.5.113605.
5. Таубкин И.С., Саклантий А.Р. // Теория и практика судебной экспертизы. — 2018. — Т. 13. № 3. — С. 38–46. — https://doi.org/10.30764/1819-2785-2018-13-3-38-46.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.78

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБ-СТРУКТУРА ВЫКРУЖКИ ГОЛОВКИ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Шугаев О. В.[1], Романов Д. А.[1], Громов В. Е.[1]
[1] *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*
E-mail: o_shugaev@mail.ru

Проведены исследования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры на расстояниях 0, 2, 10 мм от поверхности по радиусу скругления выкружки головки рельсов категории ДТ400ИК из заэвтектоидной стали, изъятых из Восточно-Сибирской железной дороги по дефекту, классифицированному как боковой износ сверх допустимых норм после пропущенного тоннажа 175,9 млн. тонн брутто.

Материалом исследования являлся фрагмент рабочей выкружки рельса категории ДТ400ИК, изготовленного на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» в ноябре 2023 года в соответствии с ГОСТ Р 51685-2022 и ТУ 24.10.75.111-298-05757676-2017, подвергнутого дифференцированной закалке. Грузонапряженность на этом участке на дату изъятия составила 170,7 млн. т брутто в год, пропущенный тоннаж 175,9 млн. т брутто. Боковой износ рельса составляет 16,2 мм (согласно внутренней инструкции РЖД такой износ соответствует сверхдопустимым нормам), вертикальный износ – 0 мм. На изображениях рельсов, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии, отчетливо просматривается пластинчатая структура различной степени совершенства, представленная чередующимися пластинами феррита и цементита или хаотически расположенных пластин цементита в феррите. В единичных случаях в исследуемой стали выявляются области с менее регулярной, по сравнению с пластинчатым перлитом, структурой и структура пластинчатого перлита, содержащего частицы цементита глобулярной формы размерами 56–85 нм. Достаточно редко в исследуемой стали обнаруживаются зерна феррита и включения первичного цементита.

Выполнены исследования структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры по радиусу скругления выкружки головки рельсов из заэвтектоидной стали категории ДТ400ИК, изъятых из Восточно-Сибирской железной дороги после пропущенного тоннажа 175,9 млн. тонн по дефекту, классифицированному как боковой износ сверх допустимых норм. На расстояниях 0, 2, 10 мм от поверхности выкружки установлены и проанализированы процессы фрагментации пластин феррита и цементита; источники кривизны – кручения кристаллической решетки, механизмы и стадийность разрушения пластин цементита перлитных колоний; формирование субзеренной структуры на заключительной стадии разрушения; эволюция скалярной плотности различных типов дислокационных субструктур. Высказано предположение об основном механизме контактно-усталостного разрушения рельсовой стали в процессе эксплуатации, заключающемся в образовании в процессе эксплуатации в объеме колоний перлита «критической» структуры, а именно, субзерен размерами 60–125 нм с распределенными по границам наноразмерными частицами карбидной фазы, формирование которой может приводить к зарождению микротрещин с последующим разрушением материала.

Исследование проведено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.79

МЕХАНИЗМ РАСПАДА ПЛАСТИН ЦЕМЕНТИТА ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

Иванов Ю. Ф.[1], **Невский С. А.**[2], **Бащенко Л. П.**[2], **Громов В. Е.**[2], **Михайлов Д. Д.**[2]
[1]*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi55@mail.ru*
[2]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, nevskiy.sergei@yandex.ru*

В настоящее время основными причинами выхода из строя рельсов являются контактная усталость и поверхностный износ, поэтому одной из актуальных задач является создание рельсов с высоким эксплуатационным ресурсом. Решение этой задачи возможно путем создания рельсов из перлитной стали заэвтектоидного состава: по сравнению с доэвтектоидными и эвтектоидными рельсами они обладают высокой износостойкостью. Изучение структурно-фазовых состояний этих рельсов после различных воздействий показало, что разрушаются пластины цементита перлитной структуры и образуется наноразмерный вторичный цементит. Однако механизм распада пластин цементита заэвтектоидной рельсовой стали при длительной эксплуатации в экстремальных условиях изучен недостаточно.

Материалом исследования являлся фрагмент выкружки рельса категории ДТ400ИК, изготовленного на АО «ЕВРАЗ ЗСМК», в соответствии с ГОСТ Р 51685-2022 и ТУ 24.10.75.111-298-05757676-2017, подвергнутых длительной эксплуатации в сложных условиях Восточно-Сибирской железной дороги (пропущенный тоннаж 175,9 млн. т брутто). Боковой износ составлял 16,2 мм, вертикальный износ – 0 мм.

Исследование структуры металла выкружки осуществляли методами оптической (микровизор металлографический μVizo-MET-221) и сканирующей электронной (прибор KYKY-EM6900) микроскопии. Механические свойства характеризовали твердостью (микротвердомер ПМТ-3, нагрузка на индентор P = 1 Н, и нанотвердомер Nano Hardness Tester NHT-S-AX-000X, P = 0,1 Н), трибологические свойства (трибометр Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция)) характеризовали параметром износа и коэффициентом трения.

Проведены исследования механических свойств (предел текучести, предел прочности, относительное удлинение, относительное сужение, твердость) и ударной вязкости головки исследуемого рельса. Установлено, что длительная эксплуатация приводит к формированию упрочненного слоя толщиной 550 – 600 мкм. Максимальные нотвердость 8,7 ГПа и модуль Юнга 234 ГПа наблюдаются на поверхности катания головки рельса, тогда как на расстоянии 7 мм по радиусу скругления выкружки –5,5 ГПа и162 ГПа соответственно. Твердость поверхности металла выкружки в 1,6 раза, модуль Юнга – в 1,4 раза выше соответствующих параметров металла пробы на расстоянии 7 мм от поверхности выкружки. Параметр износа поверхности выкружки в 1,8 раза, а коэффициент трения – в 1,2 раза ниже соответствующих характеристик металла пробы на расстоянии 7 мм от поверхности выкружки.

Обсуждены механизмы такого повышения механических свойств. Одной из причин является фрагментация зерен перлита, выражающаяся в повышении балла зерна по ГОСТ 5639-82 с 9 до 10. Анализ механизмов фрагментации зерен с позиций автоволновых представлений, учитывающих локальную неравновесность среды, показал, что формирование статического автосолитона (предвестника новой границы зерна) протекает медленнее, чем в отсутствие данной неравновесности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20020, https://rscf.ru/project/25-29-20020/ и Кемеровской области – Кузбасса.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.80

МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОНАНОСЛОЙНЫХ ПЛЁНОК $[(CoFeB+SiO_2)+SiO_2]_{50}$ С РАЗНОЙ ТОЛЩИНОЙ СЛОЁВ

Котов Л. Н.[1], Уткин А.А.[1], Холопов С. А.[1], Игнатова В. В.[1], Калинин Ю. Е.[2], Ситников А. В.[2]

[1]*Сыктывкарский государственный университет, Сыктывкар, Россия, kotovln@mail.ru*

[2]*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия, kalinin48@mail.ru*

В последние годы возрастает интерес к исследованиям многонанослойных плёнок, которые обладают широким спектром уникальных свойств, главным образом из-за наличия в них многочисленных интерфейсов и наноразмерной толщины слоёв [1]. Особый практический интерес представляют собой плёнки с композитными слоями, содержащими магнитные гранулы и микрообласти, которые проявляют сложное поведение магнитных и электрических свойств в зависимости от внешнего магнитного поля и температуры [1]. В работе экспериментально исследованы магнитные и электрические свойства многонанослойных плёнок: композит-диэлектрик с составами $[(CoFeB+SiO_2)+SiO_2]_{50}$ в интервале температур 2 - 400 К и магнитных полей от 0 до 9 Тл. Напыление многонанослойных плёнок $[(CoFeB+SiO_2)+SiO_2]_{50}$ на ситалловые подложки производилось в ВГТУ на вакуумной установке УВН-2М [1]. Элементный состав и толщины многонанослойных плёнок определялись с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN MIRA 3 LMN. Толщина слоёв определялась по изображениям поперечного среза многослойных плёнок, полученных с помощью просвечивающего электронного микроскопа Carl Zeiss Libra 200FE. Толщина плёнок варьировалась от 220 до 360 нм, а толщина бислоёв-композит-диэлектрик изменялась от 4 до 10 нм. Магнитный момент образцов определялся на СКВИД-магнитометре MPMS 3 SQUID при направлении магнитного поля, параллельного плоскости плёнки. Результаты исследований показали, что намагниченность и сопротивление всех исследованных многонанослойных плёнок экспоненциально уменьшаются с ростом температуры от 20 до 400 К в магнитных полях 0.1-7 Тл. На температурной зависимости намагниченности при охлаждении плёнок в нулевом магнитном поле наблюдается резкое уменьшение намагниченности при Т=13 К, которая связана с изменением магнитоупорядоченного состояния в композитных нанослоях плёнок.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, № 25-72-20063, ***https://rscf.ru/project/25-72-20063/***

Литература

1. Ласек М.П., Котов Л.Н., Якимов М.В., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2026. – № 1. – С. 49–57.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.81

МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ТРЕЩИН ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ

Сугоняко И. С.[1], Таров Д. В. [1,2], Моркина А.Ю. [1,2], Корзникова Е.А.[1,2], Дмитриев С. В. [1,3]

[1]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия,*
[2]*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия,*
[3]*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия*
sgnilya@mail.ru

Возможность использования электрических и электромагнитных полей с целью продления ресурса работы металлических изделий за счет торможения развития трещин впервые было рассмотрено в работах Финкеля [1]. На сегодняшний день данная методика получила развитие в виде использования импульсного тока высокой плотности для залечивания поверхностных трещин в металлах [2]. Залечивание происходит путем локального разогрева области вблизи вершины трещины, расплавления и теплового расширения металла в ней, и заполнения этим расплавленным металлом объема трещины при сближении ее краев в результате воздействия возникших термических сжимающих напряжений. Также на залечивание может влиять собственное магнитное поле в области вокруг трещины, возникающее во время протекания через образец импульсного тока [3]. Известно, что внешнее магнитное поле может способствовать протеканию мартенситного превращения в некоторых сталях [4], что вызывает дополнительный интерес к изучению описанного процесса.

В качестве материала исследования использовали плоские образцы размером 120 х 5 х 1 мм из стали 09Г2С с U-образным надрезом, которые подвергали циклическому растяжению с целью выращивания усталостных трещин. Образцы с трещиной длиной около 1,13 мм подвергали залечиванию шестью последовательными импульсами тока плотностью порядка 10^4 А/мм^2 и длительностью импульса около 10^{-4} с. Данные режимы позволили полностью залечить усталостную трещину. Кроме того, в области залеченной трещины образовалась структура пластинчатого мартенсита. Формирование такой структуры связано с особенностями процессами обработки импульсным током – локальный нагрев металла до температуры плавления и его быстрое охлаждение при прерывании импульса тока способствовали фазовому превращению переохлажденных зерен аустенита в пластинчатый мартенсит. Также на превращение могло влиять собственное магнитное поле вблизи трещины.

Благодарность: Работа выполнена в рамках программы Министерства науки и высшего образования Российской Федерации «Приоритет-2030» Уфимского государственного нефтяного технического университета.

Литература

1. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения / В. М. Финкель. – Москва: Металлургия, 1977. – 360 с.
2. Kukudzhanov K.V., Korznikova E.A., Chentsov A.V., Dmitriev S.V. // Materials Letters. – 2026. – Vol. 404. – P. 139565.
3. Cai X.G., Yuan F.G. // Advances in Engineering Software. – 1998. – Vol. 29, – No. 3–6, P. 297–306.
4. Schastlivtsev V.M., Kaletina Yu.V., Fokina E.A., Mirzaev D.A. // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol.58, – No .5–6, – P. 247-253.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.82

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ И ТРАНСПОРТНЫХ СВОЙСТВ $(Cd_{0.58}Zn_{0.399}Mn_{0.021})_3As_2$

Сайпулаева Л.А. [1], Захвалинский В.С. [2], Абдулвагидов Ш.Б. [1], Кочура А.В.[3], Пирмагомедов З.Ш. [1], Залибеков У.З. [1]

[1]*Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН, Махачкала, Россия,* dagphysics@mail.ru

[2]*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия,* Info@bsu.edu.ru

[3]*Юго-Западный государственный университет, Курск, Россия*, rector@swsu.ru

Исследовано влияние температуры и давления на 3D топологически нетривиальную систему $(Cd_{0.581}Zn_{0.399}Mn_{0.021})_3As_2$ с магнитными примесями. Исследовано удельное электросопротивление и эффект Холла разбавленного магнитного полупроводника, синтезированного модифицированным методом Бриджмена из соединений Cd_3As_2, Zn_3As_2 и MnAs в диапазоне температур от 70 К до 450 К и давления 0-9 ГПа. Состав и структуру идентифицировали методами РФА. Барические зависимости удельного сопротивления $\rho(P)$ исследованы в образце электронного типа проводимости с концентрацией носителей заряда $n=10^{17}$ см$^{-3}$, подвижностью $\mu=10^3$ см^2/В·с, удельным электросопротивлением $\rho=10^{-3}$ Ом·см при 300 К; выявился сложный характер поведения $\rho(P)$. В отличие от температуры механизм воздействия давления на электроны опосредован: если температура и есть сама по себе мера средней кинетической энергии электронов, то давление не может изменить ее, оно лишь способно изменить ширину потенциального барьера, либо ширину зон, как валентной, так и зоны проводимости. Известно, что с увеличением объема гибридизации орбиталей катиона и аниона расширяется зона, соответствующая этим орбиталям, а расстояние между ними, то есть ширина запрещенной зоны уменьшается. По результатам измерений коэффициента Холла $R_H(T)$ вычислена концентрация носителей заряда $n=10^{17}$ см$^{-3}$ при 300 К. при этом их подвижность $\mu_H=10^3$ см^2 В$^{-1}$ с$^{-1}$ (см.рис.1).

Поведение термоэдс качественно отличается от температурного хода как подвижности, так и удельной электропроводности. Во-первых, в термоэдс не наблюдаются широкие колоколоообразные максимумы, имеющие место в подвижности и удельном электросопротивлении. Во-вторых, в термоэдс появляется точка перегиба при 315 К, после которой термоэдс начинает резко падать, если принять во внимание, что в этой области возможна генерация собственных носителей n-типа, то можно ожидать смену знака термоэдс.

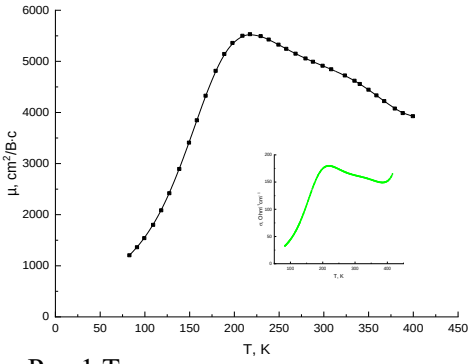


Рис.1 Температурная зависимость подвижности носителей заряда μ; вставка: удельная электропроводность.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.83

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ХРОМА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ОКИСЛЕНИЕ ФЕРРИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Родионова С.Д., Деменева Н.В., Орлов В.И., Когтенкова О.А., Матвеев Д.В., Бредихин С.И.
ИФТТ РАН, г. Черноголовка, Россия
E-mail: rodionova@issp.ac.ru

Твердооксидные топливные и электролизные элементы (ТОТЭ/ТОЭлЭ) представляют собой высокотемпературные (500-850°C) электрохимические системы. Токовые коллекторы (ТК) являются одной из важнейших частей батарей ТОТЭ/ТОЭлЭ, обеспечивающей функции токосъема, разделения газовых камер и распределения газовых потоков. Основным конструкционным материалом для ТК служат ферритные нержавеющие стали с массовой долей хрома от 17 до 24 %.

Целью настоящей работой являлось проведение сравнительного анализа механических характеристик и стойкости к высокотемпературному окислению трех марок сталей с различным содержанием хрома, рассматриваемых в качестве материала для ТК ТОТЭ/ТОЭлЭ: немецкой стали Crofer 22 APU (22 масс.% Cr), отечественной Х24 (24 масс.% Cr), разработанной по ТЗ ИФТТ РАН в АО «НПО «ЦНИИТМАШ», и бюджетной китайской стали AISI 439 (17 масс.% Cr).

Механические испытания методом растяжения в интервале температур от –196 до 900 °C выявили близкие значения пределов прочности и текучести ($\sigma_{0.2}$) для всех трех сталей, однако немецкая сталь характеризуется более высоким пределом текучести, что, вероятно, обусловлено ее мелкозернистой структурой, тогда как Х24 показывает более высокий предел прочности, что может быть связано с упрочняющим эффектом бóльшего содержания хрома. На деформационных кривых Х24 присутствует зуб текучести, для AISI 439 и Х24 зафиксированы скачкообразные деформации (в диапазоне 300-400°C и 200-400°C соответственно), у немецкой стали они выражены слабо. После 600°C механические характеристики всех трех сталей начинают интенсивно снижаться. У AISI 439 этот спад носит резкий характер, а у Crofer 22 APU и Х24 падение происходит более плавно.

В условиях катодной камеры ТОТЭ (на воздухе, в контакте с катодом, при постоянной токовой нагрузке 0,5 А/см^2, 850°C) проведены измерения удельного поверхностного сопротивления контакта «ТК–электрод». В ходе эксперимента зафиксирован рост сопротивления контакта, указывающий на его деградацию. Термогравиметрический анализ кинетики окисления трех исследуемых сталей при 850°C и влажности 3% в течение 100 ч. показал, что привес AISI 439 составил 0,44 и 0,20 мг/см^2 на воздухе и в 96% Ar + 4% H_2 соответственно, что выше, чем у Crofer 22 APU (0,20 и 0,07 мг/см^2) и Х24 (0,25 и 0,09 мг/см^2). Исследования шлифов поперечного сечения и поверхности образцов подтвердили, что рост сопротивления и массового привеса связаны с формированием двухслойной плёнки из Cr_2O_3 и $(Cr,Mn)_3O_4$, обладающей более низкой электропроводностью по сравнению с металлической основой. Интенсивное окисление AISI 439 и рост контактного сопротивления могут быть обусловлены пониженным содержанием хрома, замедляющим формирование сплошного оксидного слоя, способного препятствовать проникновению кислорода. Однако применение защитных покрытий может стабилизировать сопротивление и сделать эту бюджетную сталь пригодной в качестве материала токовых коллекторов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 25-29-01413, https://rscf.ru/project/25-29-01413/)

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.84

ОБЛУЧЕНИЕ TiO_2 БЫСТРЫМИ ТЯЖЁЛЫМИ ИОНАМИ: МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Землякова М.А.[1], Рымжанов Р.А.[1,2], Щелкачев Н.М.[1,3], Волков А.Е.[4]
[1]*Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия,* zemliakova@jinr.ru
[2]*Институт ядерной физики, г. Алматы, Республика Казахстан,* rymzhanov@jinr.ru
[3]*Объединенный институт высоких температур РАН, г. Москва, Россия,* shchelkachev.nm@phystech.edu
[4]*Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, г. Москва, Россия,* a.e.volkov@list.ru

Представлены результаты мультимасштабного моделирования облучения TiO_2 (*рутил*) ионами Xe с энергией 160 МэВ. Возбуждение электронной и ионной подсистем мишени в нанометровой окрестности траектории иона рассчитывалось методом Монте-Карло с помощью кода TREKIS [1], учитывающего коллективный отклик материала. Последующая динамика атомной подсистемы моделировалась методом молекулярной динамики в GPUMD [2] с использованием разработанных потенциалов машинного обучения.

Различные версии потенциала машинного обучения NEP [2] разработаны на основе базы данных, содержащей упорядоченные и неупорядоченные конфигурации TiO_2 с разрывами связей Ti-O [3]. База дополнена конфигурациями, характерными для состояния вещества после прохождения высокоэнергетического иона. Рассматривалась также версия потенциала с ZBL-коррекцией [2], обеспечивающей корректное короткодействующее отталкивание атомов.

Моделирование ячейки с открытой поверхностью показало формирование поверхностного аморфного бугорка, под которым возникает цилиндрический аморфный трек. В массивном образце также формируется аморфный цилиндрический трек; рекристаллизация за рассматриваемое время не наблюдается. Результаты моделирования сопоставлены с экспериментальными данными [3].

Исследование выполнено при поддержке грантов Российского научного фонда № 25-72-10101 (РР) и № 25-29-01649 (НЩ).

Расчёты выполнены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Комплекс моделирования и обработки данных исследовательских установок мега-класса» НИЦ «Курчатовский институт».

Литература

1. Medvedev N. A. и др. // Phys. Rev. B. 2010. Т. 82, № 12. С. 125425(11).
2. Fan Z. и др. // Comput. Phys. Commun. 2017. Т. 218. С. 10–16.
3. Calegari Andrade M. F., Selloni A. // Phys. Rev. Materials. 2020. Т. 4. Ст. 113803.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.85

ПРИПОВЕРХНОСТНАЯ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АМОРФНЫХ МИКРОПРОВОДАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА ЭФФЕКТ ГИГАНТСКОГО МАГНИТНОГО ИМПЕДАНСА

Фукс А.А.[1], Аксенов О. И.[1], Аронин А.С.[1]
[1]*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, г. Черноголовка, Россия*
artemfux@yandex.ru

При изготовлении аморфных микропроводов в стеклянной оболочке методом Улитовского–Тейлора в результате высокоскоростного охлаждения расплава металла в стеклянном капилляре в них индуцируются неоднородные закалочные напряжения. В центральной части микропровода сконцентрировано действие в основном растягивающих осевых напряжений величиной ~100 МПа, в приповерхностной области действуют преимущественно сжимающие напряжения, величина которых может достигать нескольких ГПа [1].

При термической обработке сплавов на основе железа типа Fe-Si-B-Cu-Nb на начальных этапах происходит гетерогенное зарождение ОЦК нанокристаллов α-Fe(Si) на кластерах меди. Формирование аморфно-нанокристаллической структуры в данных сплавах приводит к значительному улучшению магнитомягких свойств. При достижении объёмной доли около 80 % и размере нанокристаллов около 10-15 нм происходит значительное снижение положительной магнитострикции до околонулевых значений, снижение коэрцитивной силы до 1-10 А/м и, соответственно, потерь на перемагничивание, увеличение начальной магнитной проницаемости до 10^5 [2]. Выделяющиеся нанокристаллы имеют плотность выше, чем плотность оставшейся аморфной матрицы, поэтому сжимающие напряжения в приповерхностной области способствуют ускорению нанокристаллизации [3].

Ранее [4] было показано, что формирование наноструктуры с улучшенными магнитомягкими свойствами в приповерхностной области микропроводов $Fe_{70}Si_{18}B_9Cu_1Nb_2$ приводит к значительному усилению наблюдаемого эффекта гигантского магнитного импеданса (ГМИ). Эффект ГМИ заключается в значительном, вплоть до нескольких сот %, увеличении импеданса ферромагнитного проводника во внешнем магнитном поле при протекании высокочастотного тока (порядка 1-100 МГц). Физически эффект ГМИ обусловлен изменением толщины того объёма микропровода, в котором в результате ферромагнитного резонанса происходит поглощение энергии протекаемого тока, что связано со значительными изменениями проницаемости (а также глубины скин-слоя) магнитомягкого проводника во внешнем поле.

Данная работа посвящена определению условий термообработки микропроводов состава $Fe_{70}Si_{18}B_9Cu_1Nb_2$, при которых формирование магнитомягкого приповерхностного слоя будет приводить к ещё более значительному усилению эффекта ГМИ.

Литература

1. Chiriac, H., Ovari, T. A., Pop, G. // Phys. Rev. B. – 1995. – V.52. – pp.10104-10113.
2. Herzer, G. // Phys. Scripta. – 1993. – V. T49A. – pp. 307-314.
3. Фукс, А.А., Абросимова, Г.Е., Аксенов, О.И., Аронин, А.С. // ФТТ. – 2023. – Т. 65. – №1. – с. 35-38.
4. A. A. Fuks, O. I. Aksenov, D. V. Matveev, A. S. Aronin // J. Magn. Magn. Mater. – 2025. – Vol. 614. – P. 172712.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.86

ВЛИЯНИЕ СЕГРЕГАЦИИ БОРА НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН НА СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ

Богословский Р. А.[1], Нарусова Е. Ю.[1], Гетманова М. Е.[2], Ливанова Н. О.[2]
[1]*Российский Университет Транспорта (РУТ (МИИТ)), Москва, Россия,* r.bogoslovskij@yandex.ru
[2] *ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,* n.livanova@chermet.net

При производстве железнодорожных колес марки Т для подвижного состава с увеличенной до 30 тс нагрузкой на ось повышенная твердость обода 320–360 НВ достигается повышением уровня содержания углерода и легирующих элементов. При этом уровень ударной вязкости в колесе закономерно снижается до 18 Дж/см^2. За счет управления процессом диффузионного распада возможно добиться оптимального сочетания твердости и вязкости в колесе. Бор, как активная добавка, сегрегирует на границах зёрен аустенита, снижает их избыточную свободную энергию и увеличивает инкубационный период превращения при слабом влиянии на скорость роста уже возникших колоний.

В работе исследованы две лабораторные плавки: базовая марки Т по ГОСТ 10791-2011 и опытная, микролегированная бором, следующего состава: 0,68-0,70% C, 0,80-90% Mn, 0,35-0,45% Si, 0,25-0,30% Cr, 0,02-0,04% Al, 0,002-0,003% B соответственно. Образцы были обработаны по следующим режимам:

- имитация состояния обода: 860˚С, 1 ч. → ванна 550°С, 10 минут + 500°С, 2 ч;
- имитация состояния диска: 860˚С, 1 ч. → воздух + 500°С, 2 ч.

Были определены стандартные механические свойства образцов. Проведен анализ влияния бора на свойства стали.

Таблица 1 — Механические свойства металла стали марки Т после ТО

Система микролегирования	**$\sigma_в$, Н/мм^2**	**$\sigma_т$,Н/мм^2**	**δ,%**	**ψ,%**	**НВ**	**KCU$^{+20°C}$, Дж/см^2**	**KCU$^{-60°C}$, Дж/см^2**
	Имитация состояния обода						
Без микролегирования	1180	884	14	40	326	70	-
0,003% B	1219	921	12	29	346	61	-
ГОСТ 10791 марка Т	≥1020	-	≥9	≥16	≥320	≥18	-
	Имитация состояния диска						
Без микролегирования	950	780	9	25	273	41	18
0,003% B	1065	805	13,5	36,5	298	36	36
ГОСТ 10791 марка Т	-	-	-	-	-	≥18	≥15

Механические свойства металла опытных плавок после обработки в режимах, имитирующих состояние обода и диска железнодорожных колес, удовлетворяют требованиям ГОСТ 10791 к марке Т. При микролегировании бором (0,003%) получена сталь с прочностными свойствами и твердостью, превосходящими нормы ГОСТ 10791 в ~3 раза для металла обода и в ~2 раза для металла диска, при сохранении высокого уровня ударной вязкости.

Механизм эффекта связан с сегрегацией бора на границах аустенитных зёрен и измельчением продуктов диффузионного распада.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.87

АНОМАЛЬНАЯ САМОДИФФУЗИЯ В РАСПЛАВЕ КАЛЬЦИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ. МОДЕЛИРОВАНИЕ НА ОСНОВЕ ГЛУБОКОГО ОБУЧЕНИЯ

Коханов В. К.[1], Щелкачев Н. М.[2], Магницкая М. В.[3], Полищук И. Я.[1]
[1]*НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия*
[2]*Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия*
[3]*Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Троицк, Россия*
shchelkachev.nm@phystech.edu

Сжатие кальция вызывает s→d-переток валентных электронов, что ведет к изменению характера межатомных связей и усложнению структур кристаллических фаз [1]. Поэтому эмпирические потенциалы плохо переносимы в область высоких давлений P, тогда как прямое DFT-моделирование ограничивает размеры систем и времена траекторий, необходимые для расчета фазовых границ и коэффициентов переноса.

Для Ca дообучен межатомный потенциал DPA-2 [2], реализованный в DeepMD-kit. Обучающая выборка содержала 7000 конфигураций гцк, оцк, пк, β-Sn и жидких структур, рассчитанных методом DFT-PBE/PAW. На независимой выборке среднеквадратичные ошибки составили 3×10^{-3} эВ/атом для энергии, 3×10^{-2} эВ/Å для сил и 2×10^{-2} эВ/атом для вириала; коэффициент детерминации для сил равен 0.995.

Точность и скорость потенциала позволили проводить молекулярную динамику системы из 10368 атомов на временах до 200 пс. Методом двухфазного моделирования рассчитана линия плавления при 0–30 ГПа: воспроизведены наблюдаемые в эксперименте ее рост и выход на плато [3]. Температура 1700 К во всем диапазоне соответствует устойчивой жидкой фазе, а статические разности энтальпий воспроизводят независимые DFT-данные [4].

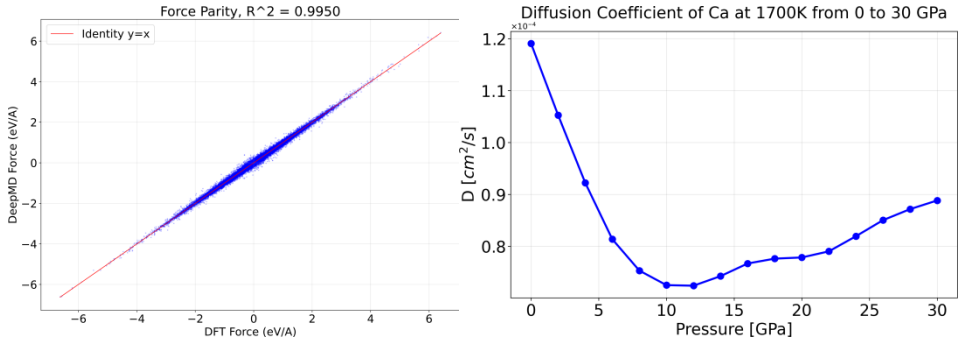


Рис. 1. (слева) Сопоставление компонент атомных сил, рассчитанных в DFT и DPA-2; (справа) Зависимость коэффициента самодиффузии жидкого Ca от давления при T = 1700 К.

Коэффициент самодиффузии D определен из среднеквадратичных смещений атомов по соотношению Эйнштейна. При 1700 К он уменьшается от 1.2×10^{-4} см²/с при нулевом давлении до минимума около 0.73×10^{-4} см²/с при 10–12 ГПа, после чего возрастает до 0.89×10^{-4} см²/с при 30 ГПа. Таким образом, выше 10–12 ГПа сжатие ускоряет атомный перенос, несмотря на рост плотности. Немонотонность $D(P)$, по-видимому, связана с перестройкой ближнего порядка расплава и изменением межатомного взаимодействия при индуцированном давлением s→d-переходе.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 25-29-01649.

Литература

1. Oganov A.R., Ma Y. *et al.* // Proc. Natl. Acad. Sci. USA. – 2010. – Vol. 107. – P. 7646-7651.
2. Zhang D, Liu X., Zhang X., Zhang C. *et al.* // npj Comput. Mater. – 2024. – Vol. 10. – P. 293.
3. Errandonea D., Boehler R., Ross M. // Phys. Rev. B. – 2001. – Vol. 65. – P. 012108.
4. Teweldeberhan A.M., Bonev S.A. // Phys. Rev. B. – 2008. – Vol. 78. – P. 140101(R).

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.88

МАРТЕНСИТНЫЙ ПЕРЕХОД И СВЕРХПРОВОДИМОСТЬ ФЕРРОПНИКТИДОВ

Каракозов А. Е., Магницкая М. В.
Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Москва, Троицк, Россия, chkara@rambler.ru , magnma@yandex.ru

Мартенситный переход в сверхпроводящих (СП) ферропниктидах (ФП), по аналогии с детально изученным переходом в Nb_3Sn считают основной причиной высокой критической температуры T_c. При структурном мартенситном переходе в Nb_3Sn происходит аномальное смягчение поперечной фононной акустической моды. Как показали туннельные и нейтронные исследования, смягчение этой моды приводит в Nb_3Sn к появлению в спектральной функции электрон-фононного взаимодействия Элиашберга $\alpha^2(\omega)F(\omega)$ доминирующего пика на частоте мягкой моды и, как следствие, к двукратному (!) увеличению константы электрон-фононной связи λ. В ФП, в отличие от Nb_3Sn, мартенситный переход связывают со спиновыми нематическими флуктуациями вблизи антиферромагнитного перехода, что, как полагают, указывает на нефононную (спин-флутуационную) природу сверхпроводимости. Эти предположения основываются только на теоретических моделях. Таких же надежных, как для Nb_3Sn, экспериментальных подтверждений этих предположений не получено, так как функции Элиашберга $\alpha^2_{ij}(\omega)F_{ij}(\omega)$ для определения вклада мягкой моды в константы связи λ_{ij} из туннельных спектров многозонных ФП стандартными методами получить не удается. В многозонных СП по данным туннельных исследований возможно определить только константы связи λ_{ij} по способу, предложенному нами в [1]. Мы рассмотрели роль смягчения фононной моды в сверхпроводимости ФП на примере семейства $Ba(Fe_{1-x}Co_x)_2As_2$ с использованием данных, полученных нами в [2] при исследовании допинговой зависимости параметра порядка этих соединений. В таблице 1 приведены значения T_c в К, константы связи λ_{1h} и плотности доступных для СП спаривания состояний γ_{1h} в мДж моль$^{-1}$ К$^{-2}$ в доминирующей дырочной зоне 1h (x – концентрация кобальта). Как видно из таблицы, зависимость $\lambda_{1h}(x)$ вблизи структурного перехода (x = 0.0575) значительно слабее, чем в

Таблица 1.

x	0.050	0.055	0.0575	0.075	0.09
T_c	19.5	21.5	24.3	22.9	20.7
λ_{1h}	1.21	1.30	1.35	1.25	1.00
γ_{1h}	10.2	11.1	11.0	10.5	8.20

Nb_3Sn, и коррелирует с заполнением зоны $\gamma_{1h}(x)$, поэтому зависимость $T_c(x)$ в ФП вполне может быть описана только изменением электрон-фононного взаимодействия (констант связи λ_{ij}) при допировании в одноэлектронной модели жесткой зоны и без учета смягчения моды и нематических спиновых корреляций.

Литература

1. Karakozov A.E., Magnitskaya M.V. //Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2024. – Vol. 18. – Suppl. 1. – P. S231-S238.
2. Karakozov A.E., Magnitskaya M.V., Kadyrov L.S., Gorshunov B.P. // Phys. Rev. B. – 2019. – Vol. 99. – № 5. – P. 054504.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.89

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВЫХ СЛОИСТЫХ ТЕЛЛУРИДОВ $SrRE^{3+}AgTe_3$ (RE^{3+} = Tb, Dy, Ho, Lu, Y)

Накастоев А. Х.[1], Русейкин Д. С.[1,2], Вайтиева Ю. А.[3], Аксёнов С. М.[3], Жуйков В. М.[1], Русейкина А. В.[1]

[1]*Тюменский государственный университет, Тюмень, Россия,* a.v.rusejkina@utmn.ru

[2]*Тюменский индустриальный университет, Тюмень, Россия*, ruseykin201@gmail.com

[3]*ФИЦ Кольский научный центр РАН, Апатиты, Россия,* aks.crys@gmail.com

Методом ампульного синтеза с использованием солевого флюса CsI впервые выращены монокристаллы пяти новых слоистых теллуридов с общей формулой Sr*RE*AgTe$_3$ (*RE* = Y, Tb, Dy, Ho, Lu) (рисунок 1). Все полученные соединения изоструктурны и кристаллизуются в ромбической сингонии (пр. гр. *Pnma*), а параметры эл. яч. лежат в пределах a = 14.4982(9)–14.6022(8) Å, b = 4.3582(2)–4.4020(2) Å и c = 11.4629(5)–11.5789(6) Å (с учетом лантаноидного сжатия). Кристаллическая структура каркасная и образована из двумерных анионных слоёв состава $\{RE AgTe_3\}^{2-}$ (параллельных (100)) из двухрядных цепочек реберносвязанных тетраэдров $[AgTe_4]^{7-}$ и октаэдров $[RETe_6]^{9-}$. Соседние слои объединяются в каркас с помощью цепочек из тригональных призм $[EuTe_6]^{9-}$.

Оптические свойства соединений были изучены методом спектроскопии диффузного отражения. Установлено, что все исследованные соединения являются узкозонными полупроводниками. Значения ширины запрещённой зоны, полученные в рамках модифицированного метода Кубелки–Мунка составили для непрямых переходов — ~0.1–0.30 эВ, для прямых переходов — ~0.86–1.20 эВ.

Согласно DFT-расчётам (PBE), соединения состава Sr*RE*AgTe$_3$ (*RE* = La–Lu, Y, Sc) должны быть термодинамически стабильными узкозонными полупроводниками с шириной запрещенной зоны 0.58–1.25 эВ [1]. Фазообразование Sr*RE*AgTe$_3$ должно проходить в квазибинарной системе *RE*AgTe$_2$–SrTe на составе 50 мол. % SrTe. Однако экспериментально установлено, что тройные прекурсоры *RE*AgTe$_2$ известны только для тяжёлых РЗЭ (Gd–Lu) [2]. Следовательно, можно ожидать, что четверные теллуриды Sr*RE*AgTe$_3$ будут образовываться только для РЗЭ иттриевой подгруппы.

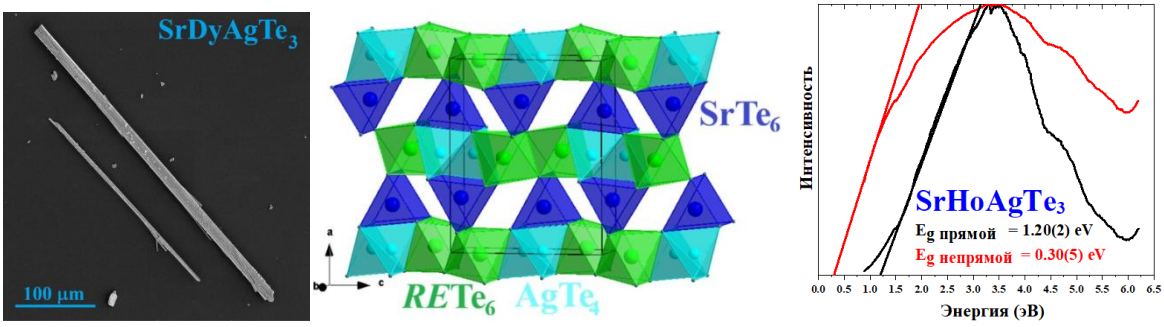


Рисунок 1. РЭМ изображение кристаллов (слева), кристаллическая структура изоструктурных соединений с общей формулой Sr*RE*AgTe$_3$ (в центре) и нормализованные (Кубелки-Мунка × Энергия)^a (a = 2, черный; 1/2, красный) спектры SrHoAgTe$_3$ (справа)

Рентгеноструктурные исследования выполнены при финансовой поддержке гранта РНФ 26-17-00278.

Литература

1. Pal K., Xia Y., Shen J., He J., Luo Y., Kanatzidis M.G., Wolverton C. // npjComput. Mater. – 2021. – V. 7. – P. 82.
2. Gulay L.D., Olekseyuk I.D., Pietraszko A. // J. Alloys Compd. – 2006. – V. 424. – P. 159-163.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.90

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОТЖИГА НА МИКРОТВЁРДОСТЬ КРИСТАЛЛОВ ЛАНГАСИТА С ИНДИЕВЫМ ТОКОПРОВОДЯЩИМ ПОКРЫТИЕМ

Катышкова К.С.[1], Забелина Е.В.[1], Козлова Н.С.[1], Умылин В.Е.[1], Корчагин А.В.[1]
[1]*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия, katyskovaksenia@gmail.com*

Рабочие элементы из кристаллов лангасита ($La_3Ga_5SiO_{14}$, ЛГС) применяются в устройствах акустоэлектроники и пьезотехники. Надежность таких устройств критически зависит от стабильности токопроводящих покрытий, деградация которых вызвана как механическими факторами, такими как расслаивание, изменение микроструктуры или геометрических параметров при термомеханическом циклировании, так и электрохимическими процессами на контакте полярного среза с токопроводящим покрытием [1]. В связи с высокой стоимостью традиционных покрытий из иридия и платины рассматривают другие материалы токопроводящих покрытий. Показано, что покрытия из индия In сохраняют работоспособность до температур 200 °C [2].

Целью данной работы было исследование влияния отжига на микротвёрдость образцов ЛГС с In токопроводящим покрытием.

Использованы образцы ЛГС производства «Фомос-Материалы» в виде полированных плоскопараллельных пластин толщиной 1 мм полярного X-среза и среза $[01\bar{1}1]$. На образец ЛГС X-среза симметрично на противоположные стороны наносилось одинаковое токопроводящее покрытие In в виде фольги толщиной 40 мкм. Полярность противоположных сторон образцов оценивалась с использованием пьезотестера. Измерения микротвердости проводились методом Виккерса на микротвердомере «Aaffri DM 8B AUTO», параметр точности измерений Δ=8%. Для ЛГС в исходном состоянии без токопроводящих покрытий показано отсутствие анизотропии I и II рода. Значение микротвёрдости кристалла ЛГС составило 990 кгс/мм^2 ± 8 %. Отжиги образцов ЛГС с нанесённым In токопроводящим покрытием проводился от $T_{комн}$ до 400 °C через каждые 100 °C. Микротвердость оценивалась в 4-х областях образца (центр и край токопроводящего покрытия, приэлектродная область, кристалл) с обеих сторон полярного среза. На краю электрода, в приэлектродной области, на кристалле обнаружена линейная зависимость микротвёрдости до 300 °C, а при 400 °C изменения скачком. Выявлено различие микротвёрдости с противоположных сторон полярного среза кристалла с увеличением температуры: на 25 % увеличение на стороне «плюс», а на стороне «минус» на 6 %. В центре электрода происходит увеличение микротвёрдости в 3 раза на стороне «минус»; в 25 раз – на стороне «плюс» при 300 °C.

Исследования проводились при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания ВУЗам FSME-2023-0003. Измерения проведены в аккредитованной лаборатории «Монокристаллы и заготовки на их основе» (ИЛМЗ) НИТУ МИСИС.

Литература

1. Блистанов А. А., Козлова Н. С., Гераськин В. В. // Изв. ВУЗов. ЦМ. – 1996. – № 4. – С. 66–71.
2. Умылин В. Е., Козлова Н. С., Забелина Е. В., Корчагин А. В., Петраков В. С. // Изв. ВУЗов. МЭТ. – 2025. – Т. 28, № 1. – С. 25–33.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.91

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ БИКРИСТАЛЛА МОЛИБДЕНА С РАСПЛАВОМ НИКЕЛЯ

Сурсаева В.Г., Кийко В.М.
Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, г. Черноголовка, Россия, sursaeva@issp.ac.ru

Исследовалось смачивание расплавом никеля поверхности бикристалла молибдена с разворотом вокруг оси <110> на 26° с Σ=19, а также проникание никеля по межзеренной границе бикристалла.

Бикристаллы молибдена получали проплавлением жидкой зоны на монокристалле по модифицированной методике, представленной в работе [1]. На полученный шлифованный образец бикристалла диаметром 16 мм и толщиной 3.6 мм помещался никель и заготовка выдерживалась в вакууме 10^{-2} Па при 1600 °С в течение 1 часа. Никель плавился, растекался по поверхности бикристалла и проникал по межзеренной границе, как показано на рис. 1а.

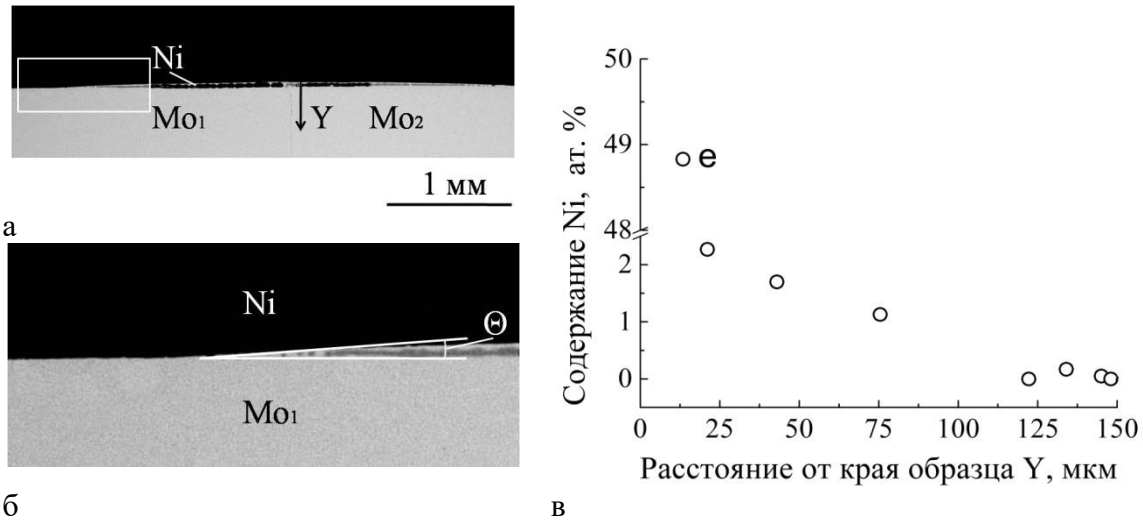


Рис. 1. Участок вертикального сечения образца (а): Mo_1 и Mo_2 – монокристаллы молибдена с вертикальной межзеренной границей (темного цвета), Ni – область, содержащая никель, Y – ось вдоль межзеренной границы, рамкой выделена область, показанная на рис. 1б; б – область, выделенная на рис. 1а, θ – угол смачивания; в – зависимость содержания никеля по межзеренной границе от верхней кромки образца вдоль оси Y, показанных на рис. 1а, «точка» «е» в поле графика – содержания никеля в области эвтектики у верхней поверхности образца.

Структура полученного образца на шлифе вертикального сечения (рис. 1а и рис. 1б) изучалась в сканирующем электронном микроскопе CamScan MV230 (VEGA TS 5130MM), оснащенном энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором, позволившим определить угол смачивания θ= 3° 30′ поверхности бикристалла никелем, образующим эвтектику с молибденом, а также определить содержание никеля по межзеренной границе бикристалла молибдена (рис. 1в).

Литература

1. Глебовский В.Г., Ломейко В.В., Москвин С.И., Семенов В.Н., Винников Л.Я. // Физика Металлов и Металловедение. – 1982. – Т. 54. – № 4. – С. 774-777.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.92

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОСОБЫХ ГРАНИЦ ЗЁРЕН В МОЛИБДЕНЕ

Сурсаева В. Г., Кийко В. М.
Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Россия
sursaeva@issp.ac.ru

В работе экспериментально показано, что значения прочности бикристаллов с особыми границами ниже прочности как монокристаллического, так и поликристаллического молибдена.

Авторы [1] считают, что путь улучшения механических свойств материала — это формирование поликристаллической структуры с максимальной долей низкоэнергетических границ. К таким границам относятся двойниковые и особые границы, характеризующиеся высокой долей совпадающих узлов. Доля двойниковых и особых границ при специальной термообработке может достигать 20 % [2].

Достоинством представленной работы является получение экспериментальных зернограничных механических характеристик индивидуальных специально изготовленных границ зёрен в бикристаллах молибдена. Бикристаллы испытывались по схеме трёхточечного изгиба и разрушались по межзёренной границе хрупким образом.

Впервые получен набор из пяти оценок зернограничных механических характеристик бикристаллов с двойниковыми границами и особыми границами кручения, – прочности, эффективной поверхностной энергии, критических коэффициентов интенсивности напряжений, максимальных углов изгиба и модулей упругости бикристаллов молибдена. Установлено, что прочность коррелирует с эффективной поверхностной энергией, критическими коэффициентами интенсивности напряжений, максимальными углами изгиба. Модули упругости бикристаллов с двойниковыми границами более низкие, чем у поликристаллического молибдена, а у бикристаллов с границами кручения равны последнему. Анализ величин характеристик разрушения (прочности, эффективной поверхностной энергией, критических коэффициентов интенсивности напряжений) показал, что они находятся на уровне керамических материалов.

Исследование выполнено в рамках госзадания ИФТТ РАН.

Литература

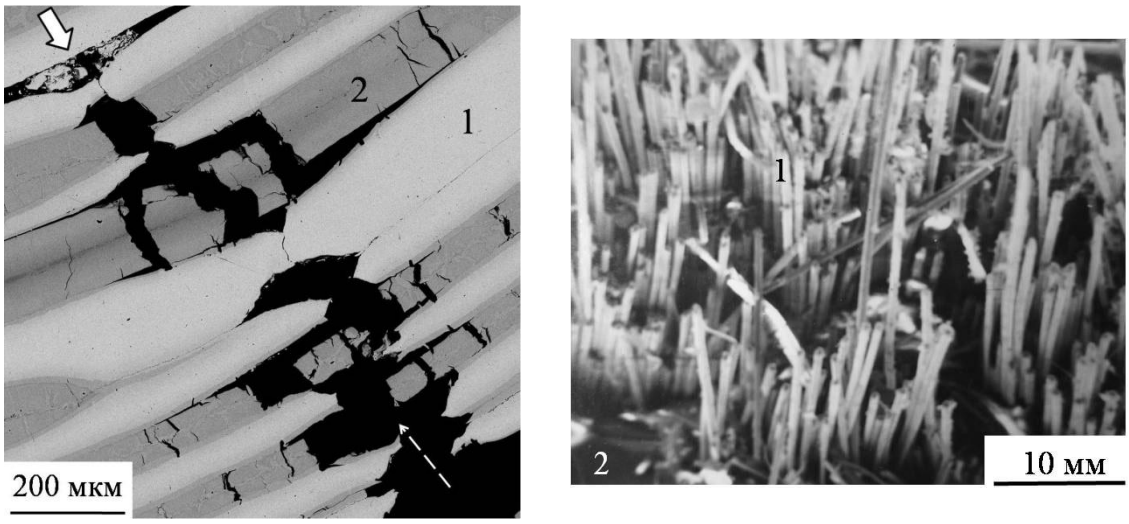
1. Муравлёв А.Б. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. Физика и электроника. 2012. Т. 14. № 4. С.1045 1049.
2. Кузнецов П.В., Столбовский А.В., Беляева И.В. // Физическая мезомеханика. 2023. Т. 26. № 2. С. 57-78.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.93

МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИТОВ

Кийко В.М.
Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, г. Черноголовка, Россия, kiiko@issp.ac.ru

Необходимость увеличения прочности конструкционных материалов ведет, как правило, к вовлечению высокопрочных, но и хрупких соединений в разрабатываемые структуры. Одним из реальных выходов из такой ситуации являются композитные материалы, в которых оптимально подобранные геометрии структуры, комбинации компонентов и границ раздела между ними с учетом синергетического эффекта играют существенную роль в замедлении процессов разрушения с торможением трещин и рассеиванием энергии [1, 2] и обеспечивают необходимый баланс прочности и трещиностойкости.



а б

Рис. 1. Участок продольного сечения образца Ni/Al слоистого композита после испытания на трехточечный изгиб с макротрещиной: 1 – слои твердого раствора алюминия в никеле, 2 – слои Ni-Al интерметаллидов (Ni_3Al, NiAl, Ni_5Al_3), сплошная стрелка – направление приложения нагрузки, пунктирная – направление распространения макротрещины (а); б – участок поверхности разрушения волокнистого углепластика после испытания на растяжение: 1 – пучки углеволокон, 2 – эпоксидная матрица.

Примерами реализации такого подхода могут служить композитные материалы: полученный из исходных металлических компонентов (фольг никеля и алюминия) композит (рис. 1а) [3] и углепластик, полученный из эпоксидного материала, армированного углеволокнами (рис. 1б) [4], в которых эффективная поверхностная энергия разрушения существенно превышает каждого из компонентов.

Литература

1. Cook J., Gordon J.E. // Proceedings of the Royal Society A. – 1964. – № 4. – V. 282 – Iss. 8. – P. 508-520.
2. Милейко С.Т. // Композиты и наноструктуры. – 2015. – Т. 7. – № 4. – С. 191-206.
3. Кийко В.М., Коржов В.П. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2017. – № 11. – С. 42-51.
4. Kiiko V.M., Mileiko S.T. // Composites Science and Technology. – 1986. – V. 26. – P. 85-94.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.94

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Nb_3Al

Кийко В.М.[1], Коржов В.П.[1], Давдян Г.С.[1], Колыванов Е.Л.[1], Некрасов А.Н.[2]
[1]*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, г. Черноголовка, Россия,* kiiko@issp.ac.ru
[2]*Институт экспериментальной минералогии имени Д.С. Коржинского РАН, г.Черноголовка, Россия,* alex@iem.ac.ru

Получение слоистого композита, содержащего сверхпроводящий интерметаллид Nb_3Al, преследовало две основные цели: обеспечить тепловую и электромагнитную стабильность структуры, а также повысить ее механические свойства поскольку интерметаллид Nb_3Al является хрупким материалом. Композит изготавливался в вакууме методом горячего прессования пакета фольг ниобия, алюминия и меди (рис. 1).

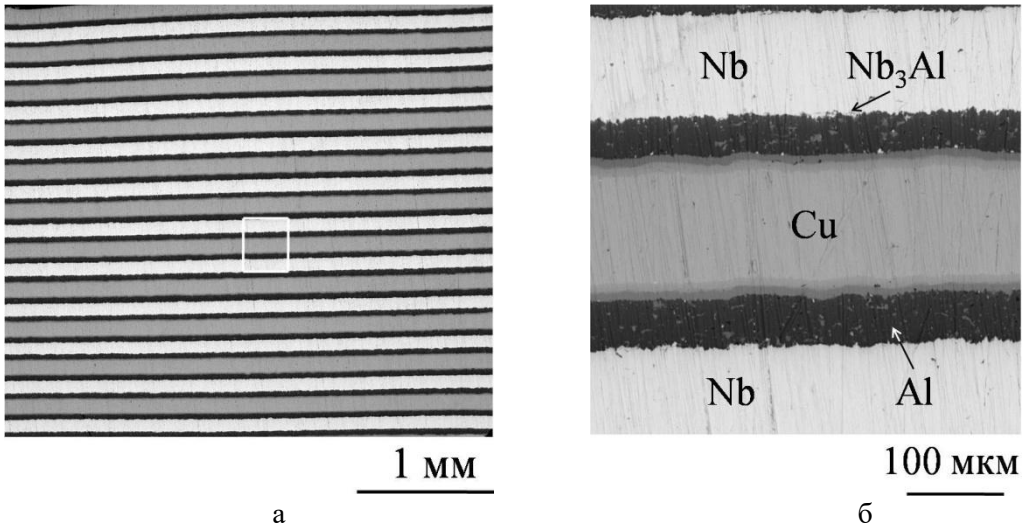


Рис. 1. Структура участка образца в поперечном сечении: а – рамкой выделена область, показанная на рис. 1б; б – участок, выделенный на рис. 1а.

Из полученной пластины композита вырезались образцы в виде стержней прямоугольного сечения. Плотность материала составила 7.6 г/см^3. Предел прочности (временное сопротивление), определенный по схеме трехточечного изгиба, равнялся 640 МПа, при этом диаграмма нагружения образца имела вид, характерный для нехрупких материалов. Модуль упругости определялся путем измерения резонансной частоты изгибных колебаний первой моды образца и составил 110 ГПа. Скорости продольных и сдвиговых упругих волн определялись эхо-импульсным методом на частоте 5 МГц. Для продольных волн скорость составила $4.7\cdot10^3$ м/с параллельно слоям образца, а перпендикулярно слоям – $3.9\cdot10^3$ м/с, константы упругости составили 170 и 120 ГПа соответственно. Для сдвиговых волн скорость параллельно слоям образца с поляризацией параллельно слоям составила $2.4\cdot10^3$ м/с, а скорость перпендикулярно слоям $2.3\cdot10^3$ м/с, константы упругости составили 44 и 40 ГПа соответственно. Для сдвиговых волн скорость параллельно слоям образца с поляризацией перпендикулярно слоям составила $2.4\cdot10^3$ м/с, а константа упругости – 44 ГПа.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.95

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КИСЛОРОДА НА БИОСОВМЕСТИМОСТЬ СПЛАВА Ti-15Mo

Горнакова А.С.
Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Россия
alenahas@issp.ac.ru

В работе исследовалось влияние содержания кислорода на биосовместимость сплава Ti-15вес.%Mo в трёх состояниях: после изготовления (исходное), после термообработки и после кручением под высоким давлением (КВД).

Слиток сплава Ti-15вес.%Mo был изготовлен вакуумно-дуговой плавкой компонентов в атмосфере высокочистого аргона внутри водоохлаждаемой медной изложницы. Образцы, нарезанные из слитка, были подвергнуты термической обработки при 1000°C (24 ч.), с последующей закалкой в воде. Далее образцы были обработаны КВД при комнатной температуре, 5 оборотов под давлением 7 ГПа со скоростью вращения 1 оборот в минуту. Была исследована микроструктура и фазовый состав образцов.

Исследование диффузионного профиля кислорода проводилось с помощью масс-спектрометра TOF-SIMS.5-100P методом глубинного профилирования с применением пушки ионного травления Cs. Профилирование по глубине осуществлялось посредством попеременного ионного травления по площади 350x350 мкм и анализа спектра с участка 100x100 мкм в центре зоны травления.

Цитотоксичность образцов исследовали на двух клеточных моделях мононуклеарных лейкоцитах (МЛ) и мультипотентных мезенхимальных стромальных клетках (ММСК) человека (коллекция ФГБУ «НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России).

Результаты: Было определено, что самое высокое содержание кислорода, на одной и тоже глубине для образцов в трёх состояниях, имеет отожжённый сплав (Рис. 1). При этом этот же образец имеет самое высокое значение параметра клеточной адгезии (вставка на Рис. 1).

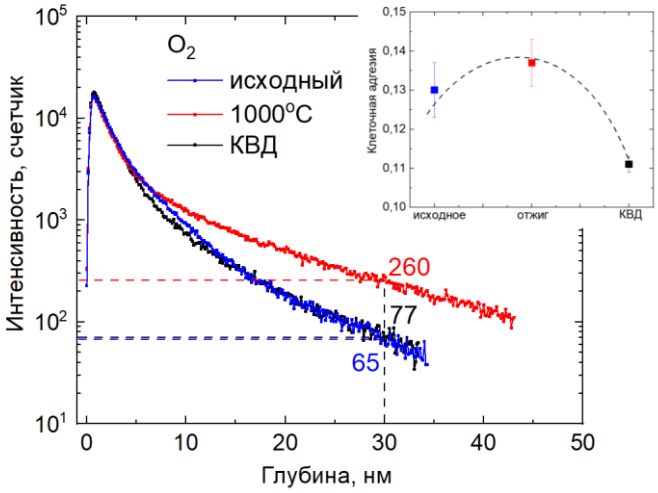


Рисунок 1. Зависимости интенсивности кислорода от глубины травления образцов сплавов Ti-15Mo:
(синяя линия/точка) в исходном состоянии,
(красная линия/точка) после отжига и
(черная линия/точка) после КВД обработки.

Выражаю глубокую благодарность моим соавторам: А. Корневой, К.М. Новрузову, Д.Г. Шайсултанову, Н.С. Афониковой, Б.Б. Страумалу, А.И. Тюрину, В.А. Тюрину, Г.С. Давдяну

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.96

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА: ИЗБЫТОЧНАЯ ЭНТРОПИЯ, ЭНТРОПИЯ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ И ЕЕ КОМПОНЕНТЫ

Щербаков С.Л.[1], Гончарова Е.В.[1], Макаров А.С.[1], Кончаков Р.А.[1], Кобелев Н.П.[2], Хоник В.А.[1]

[1]*Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, РФ*
v.a.khonik@yandex.ru
[2]*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, РФ*
nkobelev@yandex.ru

С использованием разработанного нами ранее метода расчета термодинамических функций определена избыточная энтропия в расчете на атом ΔS_{at} в зависимости от температуры и тепловой предыстории для 21 металлического стекла (МС). Показано, что величина $\Delta S_{at}/k_B$ ($k_B -$ *постоянная Больцмана*) при комнатной температуре изменяется от 0.4 до 1.2. Это сопоставимо с энтропией плавления простых металлов (согласно правилу Ричардса примерно равной k_B в расчете на атом), свидетельствуя о важнейшей роли энтропии в формировании структурного состояния МС.

На основе межузельной теории и экспериментальных данных по релаксации высокочастотного модуля сдвига оценена концентрация структурных дефектов c, предполагаемых ответственными за релаксационные явления в МС. Эта концентрация изменяется в пределах от 0.019 до 0.05, в зависимости от химического состава. С учетом этих значений концентрации, энтропия в расчете на дефект $\Delta s_{def}/k_B$ оказывается весьма высокой, изменяясь от примерно 40 до 80 для разных МС.

Применяя формализм общей термодинамики, была рассчитана конфигурационная компонента энтропии дефекта s_{def}^{conf} в зависимости от концентрации дефектов c. Колебательная компонента энтропии дефекта была далее определена как разность между полной энтропией дефекта и ее конфигурационной компонентой, т.е. $s_{def}^{vib} = s_{def} - s_{def}^{conf}$. Анализ показал, что колебательная компонента энтропии дефекта s_{def}^{vib}/k_B изменяется в пределах от 30 до 60, являясь, таким образом, доминирующей составляющей энтропии дефекта. Было также установлено, что колебательная энтропия дефекта s_{def}^{vib} существенно убывает с ростом концентрации дефектов c, в соответствии с межузельной теорией.

Анализ полученных результатов дает значимые аргументы о том, что дефекты структуры МС, ответственные за релаксационные явления, по своим свойствам аналогичны межузельным гантелям в кристаллических металлах. С другой стороны, межузельные гантели являются представителями более широкого класса дефектов – упругих диполей. Главная особенность упругих диполей состоит в том, что их симметрия ниже симметрии окружающей матрицы, а конкретная атомная структура определяющей не является. В силу этого упругие диполи эффективно взаимодействуют с внешним сдвиговым напряжением, что приводит к снижению модуля сдвига всего материала (диаэластический эффект). Поэтому по величине макроскопического диаэластического эффекта можно судить о концентрации дефектов в МС.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.97

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ФУНКЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ В МАССИВНОМ И ЛЕНТОЧНОМ СОСТОЯНИЯХ

Куприянова Е.О.[1], Гончарова Е.В.[1], Кончаков Р.А.[1], Макаров А.С.[1], Кобелев Н.П.[2], Хоник В.А.[1]

[1] Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, РФ
v.a.khonik@yandex.ru

[2] Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, РФ
nkobelev@yandex.ru

Приготовление металлических стекол (МС) реализуется главным образом либо методом спиннинговая расплава, либо всасыванием расплава в медную изложницу. В первом случае получается лента толщиной 20-40 μm, во втором – массивная отливка толщиной обычно около 2 мм. Соответствующие скорости закалки расплава различаются на 2-3 порядка, $10^5 \div 10^6$ К/с в 1-м случае и $10^2 \div 10^3$ К/с во втором. Различие в скоростях закалки приводит к различию структуры и, соответственно, к значительным изменениям физических свойств и кинетики релаксационных явлений.

В работе представляются результаты определения избыточных термодинамических функций (энтропии, энтальпии и энергии Гиббса) ряда МС, включая высокоэнтропийные (т.е. с высокой энтропией смешения). Расчет этих функций проводился на основе калориметрических данных согласно недавно предложенному методу (Makarov *et al*. J. Phys. Cond. Matter 33 (2021) 435701).

На рисунке в качестве примера показаны температурные зависимости избыточной энтропии ΔS высокоэнтропийного МС $Zr_{31.6}Hf_{13.4}Al_{8.7}Ag_{8.4}Cu_{37.8}$ в ленточном и массивном состояниях в свежезакаленном состоянии, а также после релаксации путем нагрева в состояние переохлажденной жидкости (т.е. в интервал $T_g < T < T_x$, где T_g и T_x –температуры стеклования и начала кристаллизации, соответственно). Видно, что избыточная энтропия исходного стекла в ленточном состоянии вблизи комнатной температуры значительно выше таковой для массивных образцов, отражая их значительно более высокую структурную неупорядоченность. Нагрев исходных образцов выше 400 К вызывает снижение ΔS, так что вблизи T_g она становится минимальной, после чего быстро растет в состоянии переохлажденной жидкости, указывая на сильное разупорядочение в этом состоянии. Начало кристаллизации приводит к падению ΔS и при температуре полной кристаллизации T_{cr} избыточная энтропия обращается в ноль. Предварительная релаксация устраняет различия в избыточной энтропии ленточных и объемных образцов.

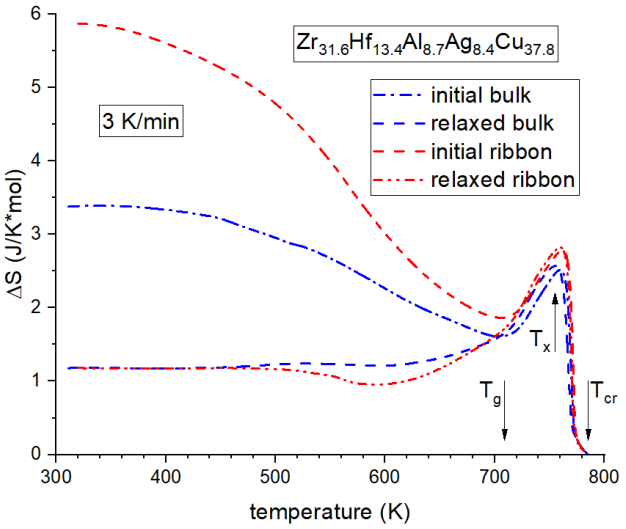


Рис. Температурные зависимости избыточной энтропии ленточных и объемных образцов МС в исходном состоянии и после релаксации.

Определение избыточной энтропии (и других термодинамических функций), таким образом, является весьма чувствительным косвенным способом оценки структурной эволюции МС при термообработке.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.98

ВЛИЯНИЕ ГЛИЦИНА НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА В КИСЛЫХ СРЕДАХ

Федоров В.А., Балыбин Д.В., Плужникова Т.Н.
ФГБОУ «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина», Тамбов, Россия, fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Аморфные сплавы вызывают интерес в качестве коррозионностойкого материала, обладающего уникальными физико-химическими свойствами [1,2]. Их особая структура в виде разупорядоченной упаковки атомов обеспечивает стойкость к механическим, химическим и термическим воздействиям. Для успешного внедрения аморфных сплавов в различные сферы промышленности крайне важна объективная оценка их коррозионного и электрохимического поведения, а также влияние различных факторов на их физические свойства.

Исследовано влияние глицина (0,5; 1,0; 5,0; 10,0 мМ) на физико-химические свойства аморфных сплавов, на примере сплава АМАГ-186 (на основе кобальта), в кислых растворах состава xM HCl + (1-x)M LiCl с постоянной ионной силой. Исследования проведены электрохимическими, релаксационными и механическими методами исследования.

Анализ поляризационных кривых на электродах из аморфных сплавов в кислых средах обнаружил инверсионный характер влияния глицина. В слабокислой среде (0,05M HCl) добавка действует как ингибитор коррозии, снижая плотность тока с 0,85 до 0,019 А/м^2, однако в сильнокислых средах (0,5M и 0,99M HCl) наблюдается переход к стимуляции разрушения металла с последующим ростом скорости коррозии. В средах 0,1M HCl +0,9M LiCl и 0,05M HCl + 0,95M LiCl замедление коррозии наиболее эффективно при концентрации 10 мМ глицина; в среде 0,99M HCl +0,01M LiCl наибольшим ингибирующим действием обладает концентрация 1мМ глицина, а в среде 0,5M HCl +0,5M LiCl – 0,5мМ глицина. Так, наиболее эффективны максимальные концентрации добавки в средах с меньшей кислотностью среды. Анализ влияния кислотности на электрохимическое поведение сплава в присутствии глицина выявил смену контролирующих стадий процесса. В концентрированных средах соляной кислоты высокая стабильность протонированной формы аминокислоты и специфическая адсорбция хлорид-ионов приводят к формированию циклического катализа, при котором добавка одновременно ускоряет катодную реакцию выделения водорода и анодное растворение кобальтовой матрицы за счет образования нестабильных комплексов.

Определение степеней заполнения поверхности аморфного сплава добавкой глицина в солянокислых средах показало, что наибольшая величина достигается в среде 0,99M HCl +0,01M LiCl при концентрации 5 ммоль глицина и может описываться изотермой Фрумкина или Темкина.

Исследование механических характеристик аморфных сплавов в условиях увеличения концентрации глицина показало уменьшение предела прочности на 10-15% в зависимости от раствора. Аналогичная зависимость падения предела прочности наблюдается при увеличении концентрации соляной кислоты.

Литература

1. Boichyshyn L.M., Hertsyk O.M., Lopachak M.M., Kovbuz M.O., Hula T.H., Pandyak N.L. // Materials Science. – 2020. – V. 55. – N. 5. – P. 703-709.
2. Huang F., Kang J., Yue W., Liu X., Fu Z., Zhu L., She D., Ma G., Wang H., Liang J., Weng W., Wang C. // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – V. 820. – P. 153132.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.99

АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОРРОЗИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ СПЛАВА Al-Mg

Шибков А.А., Гасанов М.Ф., Денисов А.А., Золотов А.Е., Кочегаров С.С.
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, shibkovaleks@mail.ru

Как известно, коррозия металлов негативно влияет на качество поверхности промышленных изделий и конструкций, существенно ухудшает их механические свойства и сокращает эксплуатационный срок службы. В алюминиевых сплавах, проявляющих прерывистую деформацию Портевена − Ле Шателье (ПЛШ), стресс–коррозия при определенных условиях может спровоцировать зарождение деформационных полос ПЛШ и скачков напряжения на кривых деформации [1]. Потеря механической устойчивости металла в агрессивной среде зависит от соотношения скоростей деформации и коррозии. Мерой последней может служить интенсивность акустической эмиссии (АЭ), сопровождающей коррозию.

В настоящей работе методами АЭ и скоростной видеосъемки исследовали кинетику коррозии алюминий-магниевого сплава АМг6 в растворе соляной кислоты. Установлено, что процесс растворения поверхности деформируемого сплава в концентрированной соляной кислоте сопровождается акустической эмиссией в полосе частот от ~ 0.1 до ~150 кГц. Скоростная видеосъемки показывает, что источниками АЭ является возникновение и рост пузырьков водорода, их коалесценция, взрывы пузырьков, возбуждающие волны на поверхности раствора кислоты. К другим источникам АЭ относятся индивидуальные и коллективные осцилляции пузырьков, разрушение оксидной пленки, собственные колебания деформируемого образца, возбуждаемые динамикой пузырьков водорода.

Данные измерения акустического отклика сравнивались с результатами компьютерного моделирования кинетики коррозии сплава АМг6 в 30%-ной кислоте HCl, представленными в работе авторов [2]. Показано, что временная зависимость дисперсии акустического сигнала, характеризующей его мощность, коррелирует со скоростью коррозии, а суммарная накопленная энергия АЭ $E(t)$ коррелирует с кинетической кривой коррозии $m(t)$. Эта корреляция соответствует уравнению химической реакции растворения $2Al + 6HCl \rightarrow 2AlCl_3 + 3H_2\uparrow$, из которой следует, что выход водорода линейно связан с количеством ионов алюминия. Акустический отклик, таким образом, несет информацию о кинетике растворения алюминия в растворе соляной кислоты. Показана возможность прогнозирования по сигналу АЭ инициации эффекта ПЛШ в алюминий−магниевом сплаве, деформируемом в химически агрессивной среде [3].

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 25-21-00528) на оборудовании Центра коллективного пользования Тамбовского государственного университета им. Г.Р. Державина.

Литература

1. Шибков А.А., Кчегаров С.С., Денисов А.А. и др. // Кристаллография. − 2022. − Т. 67. − № 2. − С. 216.
2. Шибков А.А., Кочегаров С.С.// Компьютерные исследования и моделирование. − 2021. − Т. 13. − №1. − С. 105.
3. Шибков А.А. Гасанов М.Ф., Денисов А.А. и др., // Кристаллография. − 2026. − Т.71. − № 3. − С.512.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.100

ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕПЛОВОГО ДВИЖЕНИЯ НАНОВКЛЮЧЕНИЯ ЖИДКОГО Pb, СВЯЗАННОГО С ЗАКРЕПЛЕННЫМ СЕГМЕНТОМ ДИСЛОКАЦИИ В Al МАТРИЦЕ, ПОЛУЧЕННЫЕ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Прокофьев С. И.
Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия, prokof@issp.ac.ru

Температурные зависимости, характеризующие тепловое движение нановключения жидкого Pb, связанного с закрепленным сегментом дислокации в Al матрице, были получены с использованием in situ ПЭМ наблюдений в широком интервале температур. Они основываются на анализе траекторий теплового движения включения.

На температурных зависимостях ряда параметров, описывающих диффузионную кинетику нановключения, обнаружены нарушения непрерывности. Они могут указывать на смену механизма, контролирующего диффузионную подвижность включения, на изменение структурного либо морфологического состояния включения, а также на изменение структурного состояния ядра дислокации. Полученные результаты обсуждаются.

Работа выполнена и поддержана в рамках Госзадания ИФТТ РАН.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.101

ВЛИЯНИЕ ПРИПОВЕРХНОСТНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МИКРОПРОВОДОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Аксенов О. И.[1], Фукс А.А.[1], Аронин А.С.[1]

[1]*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, г. Черноголовка, Россия*

oleg_aksenov@inbox.ru

При изготовлении аморфных ферромагнитных микропроводов в стеклянной оболочке методом Улитовского-Тейлора, в металлической сердцевине индуцируется неоднородное распределение внутренних механических напряжений [1]. Доменная структура микропроводов представляет собой совокупность центрального домена с осевым направлением магнитного момента и доменов поверхности. В зависимости от знака константы магнитострикции изменяется преимущественное направление магнитного момента в приповерхностных доменах. При положительной магнитострикции наблюдаются домены с радиальным направлением магнитного момента [2]. В случае отрицательной магнитострикции магнитные моменты доменов поверхностного слоя направлены циркулярно [3]. Соотношение толщин центрального и поверхностных доменов можно определить из экспериментально определяемого соотношения: $R_{core}/R_{metal} = \sqrt{M_r/M_s}$, где M_r – остаточная намагниченность, M_s – намагниченность насыщения [4].

Нанокристаллизация аморфных сплавов на основе железа семейства Fe-Si-B-Cu-Nb приводит к улучшению практически значимых магнитомягких свойств. Наилучшие магнитомягкие свойства в данных сплавах достигаются в процессе термообработки при формировании структуры, в которой достигается соотношение объёмных долей: 20 % аморфная матрица / 80 % нанокристаллов твердого раствора кремния в ОЦК-железе [5], плотность которых выше, чем у аморфной матрицы. Сочетание неоднородного распределения внутренних механических напряжений с отрицательным объёмным эффектом кристаллизации на начальных временах термообработки приводит к ускорению процесса нанокристаллизации в приповерхностном слое, где сосредоточены сжимающие аксиальные напряжения [6].

Определение магнитных свойств микропроводов с приповерхностным нанокристаллическим слоем чрезвычайно важно, например, для исследований и оптимизации эффекта гигантского магнитного импеданса, величина которого напрямую связана магнитными свойствами материала на глубине скин-слоя. В данной работе сравниваются магнитные гистерезисные свойства микропроводов состава $Fe_{70}Si_{18}B_9Cu_1Nb_2$, которые были подвергнуты небольшим (~ 1 мин) и длительным (~1 ч) по времени термическим обработкам при 550 °C.

Литература

1. Chiriac, H., Ovari, T. A., Pop, G. // Phys. Rev. B. – 1995. – V.52. – pp.10104-10113.
2. O. I. Aksenov, S.I. Bozhko, A. A. Fuks, A. S. Aronin // J. Magn. Magn. Mater. – 2024. – Vol. 591. – P. 171772.
3. A. Chizhik, J. Gonzalez, A. Zhukov, P. Gawronski // Chemosensors. – 2022. – Vol. 10. Iss. 8. – P. 291.
4. M. Severino, C. Gómez-Polo, P. Marin, and M. Vázquez // // J. Magn. Magn. Mater. – 1992. – V. 103 – P. 117.
5. Herzer, G. // Phys. Scripta. – 1993. – V. T49A. – pp. 307-314.
6. Фукс, А.А., Абросимова, Г.Е., Аксенов, О.И., Аронин, А.С. // ФТТ. – 2023. – Т. 65. – №1. – с. 35-38.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.102

МЕМРИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОЧНЫХ ИНТЕРФЕЙСНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ОКСИДИРОВАННОГО СЕЛЕНИДА СВИНЦА

А. Н. Россоленко[1], Н. А. Тулина[1], И. Ю. Борисенко[2], И.М. Шмытько[1], А. А. Иванов[3], Н. Н. Колесников[1]

[1]Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук
[2]Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН, Черноголовка, 142432 Россия
[3] Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва
E-mail: tulina@issp.ac.ru

Влияние границ на формирование новых функциональных свойств соединений интенсивно изучается в нескольких областях материаловедения. Мемристивные устройства (мемристоры) представляют собой структуру металл-изолятор-металл, сопротивление которой определяется влиянием электрического поля на свойства изолятора, обладают эффектом памяти и рассматриваются перспективными с точки зрения создания искусственного интеллекта и нейронных сетей. Для повышения стабильности характеристик мемристора важен поиск новых материалов и новых способов формирования активного слоя и электродов мемристора.

В предыдущих наших работах были разработаны способы создания поверхностного оксидированного селенида свинца с проводимостью, отличной от базового монокристаллического PbSe. В этой работе были продолжены исследования гетеропереходов на пленках селенида свинца. Полученные монокристаллы служили в качестве мишени для нанесения пленок PbSe методами импульсного лазерного напыления и испарения в вакууме на кремниевые подложки. Отжигом на воздухе при температуре 500 С в течение 3 часов на поверхности пленок был сформирован оксидированный PbSeOx. С использованием оксидированного селенида свинца как функционального промежуточного слоя были сделаны гетерофазные образцы Ag/ PbSeOx /PbSe/Nb, демонстрирующие стабильные мемристивные характеристики.

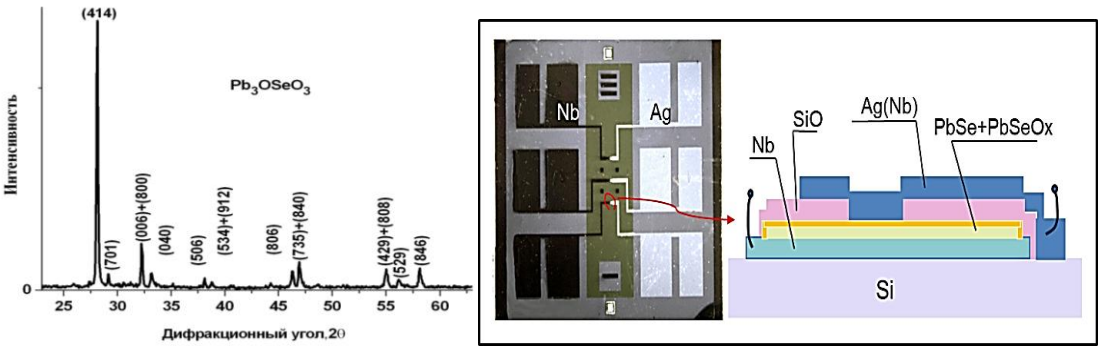


Рис.1.а) - дифрактограмма пленки PbSe, отожженной при $T=500^0$ С в течение 3-х часов. б) - схема трех переходов Ag/ PbSeOx /PbSe/Nb, полученных фотолитографическим методом.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.103

РАЗЛИЧИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН И ДВОЙНИКОВ

Остриков О.М.

УО «Белорусский государственный университет транспорта», Гомель, Республика Беларусь

E-mail: omostrikov@mail.ru

С точки зрения динамики развития процессы двойникования и разрушения во многом аналогичны [1, 2]. Однако, несмотря на аналогии, у данных процессов имеются и существенные различия. Одним из таких различий является поведение границ двойников и берегов трещин под действием нормальных механических напряжений [3, 4]. Изучение указанных различий и стало целью данной работы.

В отличие от механизмов формоизменения трещин, у которых нормальные напряжения разного знака, действующие на берега трещины, способствуют ее деформации и раскрытию, в случае двойникования нормальные напряжения в изменении формы двойниковых границ такой определяющей роли не играют, так как движение двойникующих дислокаций в направлении, перпендикулярном плоскости двойникования затруднено [1]. К искривлению двойниковых границ ведет увеличение или уменьшение плотности двойникующих дислокаций на рассматриваемом участке двойниковой границы. К данному участку, или от него, двойникующие дислокации перемещаются вдоль плоскости двойникования под действием сдвиговых напряжений, которые в случае двойникования играют определяющую роль в процессе формообразования границ.

Форма границ в свою очередь влияет на конфигурацию полей напряжений у двойника [5]. Выпуклость границы увеличивает плотность двойникующих дислокаций, а вместе с ней и уровень напряжений в этой части границы, а вогнутость границы раздела – уменьшает уровень напряжений. В то же время искривление трещины ведет к преимущественному увеличению уровня напряжений у ее вершины.

Увеличение уровня напряжений у выпуклой части двойниковой границы в этой области ведет к активации вторичных процессов таких, как скольжение, двойникование и разрушение, что также ведет к трансформации формы двойника. В то же время, как дополнительная концентрация сдвиговых напряжений у вершины искривленной трещины способствует ее росту, а нормальных – к ее раскрытию. Это в совокупности приводит к вторичному формоизменению трещины.

Таким образом, изучены отличия в процессах изменения формы двойников и трещин. Показано, что в данных процессах в случае двойникования определяющую роль играют сдвиговые напряжения, приводящие к перемещению двойникующих дислокаций и изменению их плотности на границах, а как следствие – искривлению границы. В процессе изменения формы берегов трещин важную роль играют нормальные напряжения, способствующие раскрытию трещины.

Литература

1. Остриков О.М. Методика прогнозирования распределения полей напряжений в реальных кристаллах с остаточными некогерентными двойниками. Монография. – Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2019. – 278 с.
2. Остриков О.М. Кинетика образования клиновидных двойников в кристаллах висмута, облученных нерастворимыми в матрице мишени ионами // Физика металлов и металловедение. – 1999. – Т. 87, №5. – С. 78–82.
3. Остриков О.М. Форма клиновидных двойников в локально деформируемых ионноимплантированных монокристаллах висмута // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2006. – № 9. – С. 5–7.
4. Остриков О.М. Особенности зарождения клиновидных двойников у отпечатка пирамиды Виккерса на поверхности (111) монокристаллов висмута // Материаловедение. – 2002. – №1. – С. 17–20.
5. Остриков О.М. Учет формы границ клиновидного двойника в его макроскопической дислокационной модели // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т. 106, № 5. – С. 471–476.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.104

МЕТОДИКА РАСЧЕТА СИЛЫ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ, ДЕЙСТВУЮЩЕЙ НА ДВОЙНИКУЮЩИЕ ДИСЛОКАЦИИ И ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ СУЩЕСТВОВАНИЕ КЛИНОВИДНЫХ ОСТАТОЧНЫХ МИКРО- И НАНОДВОЙНИКОВ

Остриков О.М.

УО «Белорусский государственный университет транспорта», Гомель, Республика Беларусь

E-mail: omostrikov@mail.ru

В отличие от упругих [1], остаточные двойники на своих границах имеют минимум на порядок более высокую плотность двойникующих дислокаций. Поэтому границы остаточных двойников являются концентраторами больших внутренних напряжений, приводящих к повышению вероятности зарождения у них разрушения и активации различных физических процессов [2]. Определяющую роль в существовании остаточных двойников играют силы внутреннего трения, препятствующие движению двойникующих дислокаций. Определить экспериментальными методами величину данных сил бывает затруднительно, поэтому важной задачей является разработка методик расчета величин сил неупругой природы при механическом двойниковании.

Целью работы стал расчет и оценка силы внутреннего трения (неупругой силы), действующей на двойникующие дислокации и обеспечивающей существование клиновидных остаточных микро- и нанодвойников.

Для оценки величины силы внутреннего трения (неупругой силы) S для случая остаточного клиновидного нанодвойника, впервые рассмотренного в [3], получена формула

$$S = \frac{3\mu b_{кр}^2}{2\pi(1-\nu)d}, \qquad (1)$$

где μ – модуль сдвига; $b_{кр}$ – краевая составляющая частичной двойникующей дислокации; ν – коэффициент Пуассона; d – расстояние между дойникующими дислокациями остаточного нанодвойника.

Принимая $d = 1{,}5 \cdot 10^{-9}$ м, $b_{кр} = 0{,}124 \cdot 10^{-9}$ м, $\mu = 81 \cdot 10^{9}$ Па, $\nu = 0{,}29$ [2], из (1) получим $S \approx 0{,}6$ Н на единицу длины дислокации.

В случае микроразмерного остаточного клиновидного двойника имеем

$$S = \frac{3\mu b_{кр}^2 \rho}{2\pi(1-\nu)}. \qquad (2)$$

Здесь ρ – линейная плотность двойникующих дислокаций.

При $\rho = 0{,}5 \cdot 10^{9}$ м$^{-1}$ из (2) получим $S \approx 0{,}4$ Н на единицу длины дислокации, а при $\rho = 0{,}25 \cdot 10^{9}$ м$^{-1}$ – $S \approx 0{,}2$ Н на единицу длины двойникующей дислокации. Это согласуется с общеизвестными результатами [1].

Как видно из полученных результатов, для обеспечения существования остаточного нанодвойника необходима сила внутреннего трения по величине в 2-3 раза превышающая такую же силу в случае остаточного микродвойника.

Литература

1. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов // Успехи физических наук. – 1971. – Т. 104, № 2. – С. 101–255.
2. Остриков О.М. Методика прогнозирования распределения полей напряжений в реальных кристаллах с остаточными некогерентными двойниками. Монография. – Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2019. – 278 с.
3. Остриков О.М. Нанодвойникование монокристаллов висмута // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2002, № 3. – С. 51 – 52.

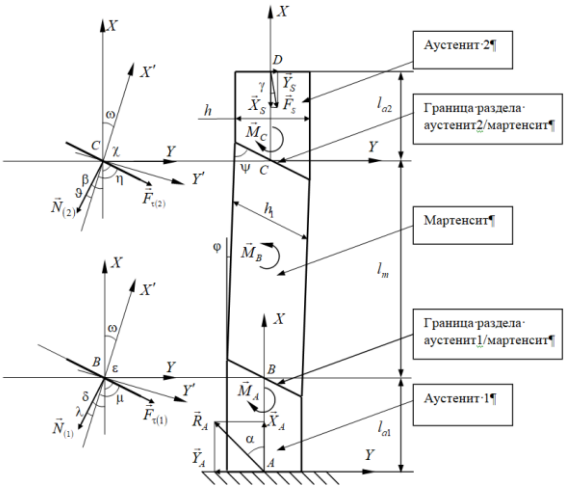
DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.105

ПОСТАНОВКА СТАТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ ЭЛЕМЕНТА ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПРИВОДА – ФЕРРОМАГНИТНОГО КРИСТАЛЛА Ni_2MnGa С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С ЕДИНИЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ПРОСЛОЙКОЙ, ВОЗВРАЩАЕМОГО В ИСХОДНОЕ СОСТОЯНИЕ ДЕЙСТВИЕМ ПРУЖИНЫ

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

В сравнение с пьезоэлектрическими кристаллами и магнитострикционными материалами, демонстрирующих слабую деформацию порядка десятков микрометров [1], сплавы Ni_2MnGa обладают способностью создавать сравнительно большие деформации, что делает их перспективными в роли исполнительных элементов электромагнитных приводов [2]. Цель данной работы – выполнить постановку статической задачи для рабочего элемента электромагнитного привода – ферромагнитного кристалла с памятью формы, находящегося под действием пружины.

На рисунке схематически показан исполнительный элемент Ni_2MnGa электромагнитного привода в случае возвращения его в исходное состояние пружиной после прекращения действия внешнего магнитного поля.



Схематическое изображение сжимаемого пружиной исполнительного элемента Ni_2MnGa, используемого в электромагнитном приводе

При решении статической задачи необходимо определить силы на границах раздела аустенит/мартенсит: $\vec{F}_{\tau(1)}$, $\vec{F}_{\tau(2)}$, $\vec{N}_{(1)}$, $\vec{N}_{(2)}$; моменты сил: M_A, M_B, M_C, возникающие в аустенитных объемах длинами l_{a1}, l_{a2} и мартенситной прослойке длиной l_m, в результате действия пружины силой F_S.

Литература

1. Василевич Ю.В., Остриков В.О., Остриков О.М. Статика и динамика границ раздела аустенит / мартенсит мартенситной прослойки в нагруженном призматическом ферромагнитном монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в жесткой заделке // Машиностроение: республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск: БНТУ, 2023. – Вып. 34. – С. 139–146.
2. Остриков В.О., Остриков О.М. Методика расчета статических технологических параметров электромагнитного привода с исполнительным элементом ферромагнитным аустенитным кристаллом с памятью формы с единичной мартенситной прослойкой // Механика машин, механизмов и материалов. – 2025. – № 2(75). – С. 80–86.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.106

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Чиркова В. В., Хименез Ремаче Д. И.
Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, г. Черноголовка, Россия
valyffkin@issp.ac.ru

Металлические стекла или аморфные сплавы на основе алюминия с добавлением переходного металла (ПМ) и редкоземельного компонента (РЗМ) являются высокопрочными при малом удельном весе, что определяет их прикладное назначение в аэрокосмической промышленности. Прочность аморфных сплавов системы Al-ПМ-РЗМ растет при формировании нанокристаллов алюминия в аморфной матрице [1]. Для формирования наноструктуры в аморфной матрице используется термическая и деформационная обработки, а также их комбинация. Эти способы позволяют получать наноструктуру с требуемыми структурными параметрами.

Для аморфных сплавов системы Al-ПМ-РЗМ характерно образование неоднородной аморфной фазы как в результате получения, так и в результате внешних воздействий (например, термических и деформационных). В таких сплавах может происходить расслоение аморфной фазы с образованием нескольких аморфных фаз разного химического состава и типа ближнего порядка [2]. Существующие литературные данные показывают, что структура, формирующаяся при кристаллизации аморфной фазы, зависит от того в какой аморфной фазе она была сформирована: в однородной или неоднородной [3]. Естественно предположить, что фазовое расслоение, проявляющееся при термическом или деформационном воздействии, может влиять на последующую кристаллизацию аморфных сплавов Al-ПМ-РЗМ. Таким образом, работа посвящена исследованию процесса фазового расслоения и кристаллизации аморфных сплавов Al-ПМ-РЗМ при термической и деформационной обработке.

Объектами исследования выбраны сплавы с переходным металлом никель и с различными редкоземельными компонентами: лантан, иттрий и гадолиний. Структура сплавов после получения, термической и деформационной обработки исследовалась методом рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Проведено сравнение влияния термической и деформационной обработки на изменение структуры аморфных сплавов в аморфном состоянии и при последующей кристаллизации.

Литература

1. Kim Y.-H., Inoue A., Masumoto T. // Mater. Trans. – 1991. – V. 32. – № 4. – P. 331-338.
2. Bokeloh J., Boucharat N., Rösner H., G. Wilde // Acta Mater. – 2010. – V. 58. – № 11. – P. 3919-3926.
3. Abrosimova G.E., Volkov N.A., Pershina E.A., Chirkova V.V., Sholin I.A., Aronin A.S. // J. Non-Cryst. Solids. – 2021. – V. 565. – 120864.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.107

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО СПЛАВА $Co_{67}Si_{12}B_9Fe_7Nb_5$ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Хименез Ремаче Д.И.[1], Абросимова Г.Е.[1], Чиркова В.В.[1], Аронин А.С.[1]
[1]*Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, Черноголовка, Россия, jimenezrdi@issp.ac.ru*

Исследовано влияние термической обработки на микротвердость аморфного сплава $Co_{67}Si_{12}B_9Fe_7Nb_5$. Аморфные образцы были получены скоростной закалкой расплава в виде лент толщиной ~30 мкм и шириной 10 мм. Установлено, что после отжига при 500 ℃ в течение одного часа микротвердость сплава увеличилась до ~1400 Hv, что связано с перераспределением компонентов в сплаве и образованием нанокристаллов с ОЦК-структурой на основе Co. Последующие отжиги при 600 и 700 ℃ приводят к образованию твердых интерметаллических фаз и уменьшению параметра решетки нанокристаллов с ОЦК-структурой. Параметр решетки изменяется вследствие снижения концентрации Nb в нанокристаллах. Микротвердость в данных условиях остается практически неизменной. Обнаружено, что увеличение температуры отжигов приводит к резкому изменению механических свойств. Сплав обладает высокой пластичностью и эластичностью: микротвердость отожженного при 950 ℃ образца составляет ~590 Hv. Изменение механических свойств связано с выравниванием структуры и увеличением размера зерен, соответствующих твердому раствору на основе Co с ГЦК-структурой (Рисунок 1).

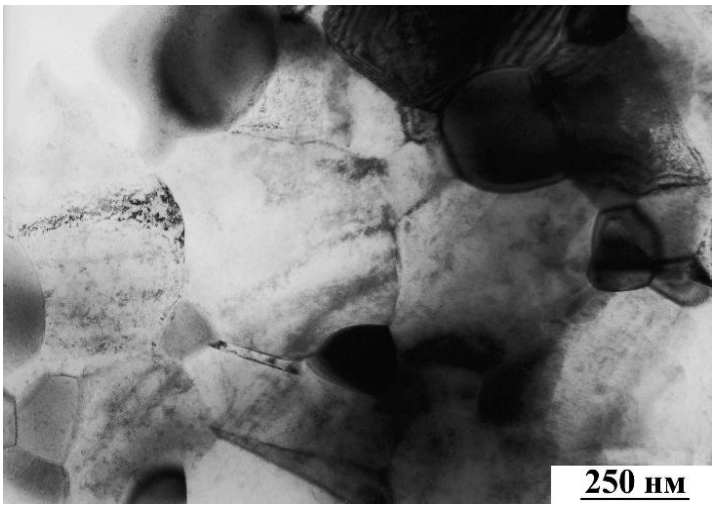


Рис. 1. Микроструктура аморфного сплава после отжига при 950 ℃.

Установлено, что высокотемпературные отжиги (900-950 ℃) приводят к расщеплению дифракционных максимумов фазы с ГЦК-структурой на основе кобальта, что свидетельствует о фазовом превращении, протекающем по механизму спинодального распада.

Исследовано влияние предварительной пластической деформации на образование нанокристаллов в аморфном сплаве $Co_{67}Si_{12}B_9Fe_7Nb_5$. Образцы деформировались прокаткой на 2 и 8 %. Установлено, что после отжига при 460 ℃ в течение одного часа средний размер нанокристаллов во всех образцах одинаков и составляет ~ 9 нм, тогда как их доля в сплаве возрастает с увеличением степени деформации.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.108

ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ОЦЕНКА МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti-4 ВЕС. % Fe ДЛЯ БИОИМПЛАНТОВ

Г.С. Давдян[1], А.С. Горнакова[1], Б.Б. Страумал[1], Н.С. Афоникова[1], Д.Г. Шайсултанов[2], А.В. Дружинин[3], Н.Н. Храпова[1], А.А. Мазилкин[1], Н.Ю. Анисимова[1,4]

[1] Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия

[2] Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия

[3] Физико-технический институт имени А. Ф. Иоффе РАН, Санкт- Петербург, Россия

[4] НМИЦ онкологии им. Н. Н. Блохина Минздрава РФ, Москва, Россия

davdian@issp.ac.ru

Несмотря на обилие разработанных титановых сплавов для биоимплантатов, большинство из них содержат дорогостоящие легирующие элементы (Mo, Zr, Nb), что увеличивает конечную стоимость изделий как минимум вдвое. Поэтому разработка биосовместимого титанового сплава на основе доступных компонентов, сочетающего низкий модуль упругости и высокие механические свойства, остаётся актуальной задачей.

Перспективным кандидатом является бинарный сплав Ti–4 вес.% Fe. Содержание железа обеспечивает стабилизацию ~50 % объемной доли β-Ti фазы, что позволяет существенно снизить модуль упругости и минимизировать эффект экранирования нагрузок. При этом доля Fe недостаточна для образования охрупчивающей интерметаллидной фазы TiFe, которая повышает модуль Юнга.

Для упрочнения исходные образцы подвергали кручению под высоким давлением (КВД) при 7 ГПа, 5 оборотах, 1 об/мин, с последующим часовым отжигом в двухфазной области (600–800 °C, шаг 40 °C) для сохранения мелкозернистой структуры. Микроструктурный анализ показал, что образцы, отожжённые до 720 °C, являются двухфазными (α-Ti + β-Ti), а при более высоких температурах — трёхфазными (α-Ti + α'-Ti + β-Ti). Средний размер зерна варьировался от 0,7 до 4 мкм; объёмные доли α- и β-фаз во всех случаях составляли 50 ± 5 %.

Установлено, что с ростом температуры отжига от 600 до 720 °C предел текучести $\sigma_{0.2}$ и модуль Юнга снижаются, достигая минимальных значений E ≈ 80 ГПа при $\sigma_{0.2}$ ≈ 720 МПа. Дальнейшее повышение температуры приводит к росту этих характеристик, что связано с появлением мартенситной фазы α'-Ti.

Исследования биосовместимости показали низкий уровень гемолиза и цитотоксичности для всех состояний сплава, а также активную стимуляцию колонизации поверхности мезенхимальными стволовыми клетками. Наибольшая клеточная активность зафиксирована для литого состояния, после КВД и после отжигов при 600–680 °C.

Авторы выражают благодарность РНФ за финансовую поддержку (грант 24-22-00222).

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.109

COMPARATIVE STUDY OF RASHBA SPIN–ORBIT COUPLING–INDUCED INTRABAND OPTICAL ABSORPTION IN TWO-DIMENSIONAL ELECTRON GASES OF InAs AND GaAs QUANTUM WELLS

Ibaeva R.Z.
Institute of Physics of the Ministry of Science and Education of the Republic of Azerbaijan, H. Javid Avenue, 131, Baku, AZ-1073, Azerbaijan
raidaibaeva@gmail.com

The rapid progress of spintronics and low-dimensional semiconductor physics has renewed interest in the optical and transport properties of two-dimensional electron gases (2DEGs). In such systems, the interplay between spin and orbital degrees of freedom gives rise to a variety of spin-dependent phenomena, among which the Rashba spin–orbit coupling (SOC) plays a central role. Originating from structural inversion asymmetry in quantum wells or heterostructures, the Rashba effect leads to spin-splitting of the conduction band even in the absence of an external magnetic field [1]. This spin-splitting significantly influences the optical response and transport dynamics of 2DEGs, making it a fundamental aspect in modern semiconductor spintronics. Intraband optical absorption in a 2DEG, which involves electronic transitions within the same subband, is a valuable probe of the underlying spin–orbit coupling mechanisms [2]. The Rashba-induced subband splitting modifies the joint density of states and transition probabilities, thereby altering the absorption spectrum.

To describe the intraband optical absorption in a two-dimensional electron gas (2DEG) subject to Rashba spin–orbit coupling (SOC), we begin with the single-particle Hamiltonian for electrons confined in a quantum well structure:

$$\widehat{H} = \frac{\hbar^2 k^2}{2m^*} + \alpha(\hat{\sigma}_x k_y - \hat{\sigma}_y k_x),$$

where $m^*$is the effective electron mass, $k = (k_x, k_y)$is the in-plane wave vector, $\alpha$is the Rashba coupling parameter, and $\hat{\sigma}_x, \hat{\sigma}_y$are the Pauli spin matrices. The first term represents the parabolic kinetic energy, while the second term arises from structural inversion asymmetry due to an electric field perpendicular to the quantum well plane.

Numerical calculations of the intraband optical absorption spectra were performed for two-dimensional electron gases (2DEGs) in InAs and GaAs quantum wells using the theoretical framework. The parameters were chosen according to experimentally relevant values for each material. Unless otherwise stated, the Rashba coupling parameter was varied between α=10-150meV/cdotpÅ, electron densities between $n=1\times10^{11}$-5×10^{12}cm^{-2}, and temperature between 77 K and 300 K. The broadening constant was set to $\Gamma = 3$ meV to account for impurity and phonon scattering effects.

REFERENCES

1. Bychkov Y.A., Rashba E.I. // Journal of Physics C: Solid State Physics. -1984. № **17**, -6039–6045.
2. Winkler R. // Springer-Verlag, Berlin Heidelberg -2003. -191.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.110

МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ $CuInS_2$

Abdullayev N.A.[1,2], Qasimoglu I.Q.[1], Jahangirli Z.A.[1,2], Mamedova I.A.[1]
[1]*Институт физики Мин. науки и обр. Азербайджана, Баку, Азербайджан*
E-mail: abnadir@mail.ru
[2]*Бакинский Государственный Университет, Баку, Азербайджан*
E-mail: zakirjahangirli@gmail.com

Соединение $CuInS_2$, кристаллизуются в тетрагональную, халькопиритную структуру с пространственной группой $I\bar{4}2d$. Элементарная ячейка $CuInS_2$ содержит 8 атомов. С одной стороны, кристаллы $CuInS_2$ привлекают внимание исследователей в связи с высоким двупреломлением (large birefringence) и потому они потенциально интересны как нелинейные оптические материалы. С другой стороны, подходящая величина ширины запрещенной зоны $CuInS_2$ позволяет использовать эти кристаллы в качестве элементов эффективных солнечных фотоэлектрических преобразователей.

Из первых принципов нами рассчитаны величины шести упругих постоянных c_{11}, c_{12}, c_{13}, c_{33}, c_{44} и c_{66} соединения $CuInS_2$, определены объёмный модуль упругости B, модули сдвига G и Юнга E, коэффициент Пуассона ν. Оценены значения параметра Грюнайзена и температуры Дебая кристаллов $CuInS_2$. Из первых принципов вычислены скорости распространения продольных и поперечных акустических волн в кристаллах $CuInS_2$ в различных кристаллографических направлениях, а также температурные зависимости термодинамических функций – свободной энергии, фононная часть внутренней энергии, энтропии и теплоёмкости. В Таблице 1 приведены величины упругих постоянных, вычисленных из первых принципов и определённых на их основе величины модулей упругости [1].

Таблица 1. Величины упругих постоянных и модулей упругости кристаллов $CuInS_2$.

Elastic constants, GPa						Elastic modulus, GPa			Poiss. ratio, ν
C_{11}	C_{12}	C_{13}	C_{33}	C_{44}	C_{66}	Bulk, B	Shear, G	Young's, E	
102	69.2	70.9	116	44.8	42.8	82.4	33.8	89.2	0.32

При оценке возможности технического применения материала часто используют, значение соотношения *B/G*, являющееся показателям пластичности или хрупкости материала. Критическое значение, отличающее пластичные материалы от хрупких, составляет ~ 1,75. Значения *B/G* меньшие 1,75 свидетельствуют о хрупкости материала, а большие – о его пластичности. Полученное значение соотношения *B/G*=2,44 свидетельствует о пластичности структуры $CuInS_2$.

Другим показателем хрупкости, или пластичности материала является значение коэффициента Пуассона *v*. Соединение считается пластичным при значениях коэффициента Пуассона больших 0.26, меньшие значения указывают на хрупкость материала. Значение коэффициента Пуассона *v*=0,32 (Таблица 1) для исследуемого соединения согласуется с выводом, сделанном нами выше, о пластичности структуры $CuInS_2$.

Степень анизотропии кристалла $CuInS_2$ оцененный из соотношения $A=2C_{44}/(C_{11}- C_{12})$ равен 2.7.

Литература

1. Abdullayev N.A., Jahangirli Z.A., Qasimoglu I.Q., Mammadov T.G. et al. // Physics of Wave Phenomena. – 2026. – Т. 34. – № 3. – С. 243-251.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.111

ПЛАСТИЧНОСТЬ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ $AgSbTe_2$

Ragimov S.S.[1,2], Jahangirli Z.A.[2,1], Hashimova N.N.[2], Abdullayev N.A.[2,1]
[1]*Baku State University, Baku, Republic of Azerbaijan,* E-mail: sadiyar@mail.ru
[2]*Institute of Physics of the Ministry of Science and Education, Baku, Republic of Azerbaijan,*
E-mail: abnadir@mail.ru

Тройной халькогенидный термоэлектрический материал $AgSbTe_2$ привлекает интерес, прежде всего очень низким значением теплопроводности. Более того, этот состав имеет высокое значение коэффициента Зеебека порядка 200 mkV/K. Низкое значение теплопроводности и хорошие термоэлектрические характеристики $AgSbTe_2$ в области комнатной температуры, привлекают пристальное внимание учёных.

Из первых принципов нами рассчитаны величины упругих постоянных соединения $AgSbTe_2$, определены объёмный модуль упругости B, модули сдвига G и Юнга E, коэффициент Пуассона ν. Вычислены также скорости распространения продольных и поперечных акустических волн в кристаллах $AgSbTe_2$ в различных кристаллографических направлениях, оценена температура Дебая Θ_D.

Как известно, кристаллы $AgSbTe_2$ являются кристаллами с ромбоэдрической симметрией и потому описываются семью упругими постоянными C_{11}, C_{12}, C_{13}, C_{14}, C_{15}, C_{33}, C_{44}. В Таблице 1 приведены величины упругих постоянных, вычисленных из первых принципов и определённых на их основе величины модулей упругости [1].

Таблица1. Величины упругих постоянных и модулей упругости кристаллов $AgSbTe_2$.

Elastic constants, GPa							Elastic modulus, GPa			Poiss. ratio,
C11	C12	C13	C14	C15	C33	C44	Bulk,	Shear,	Young's,	
107.3	49.7	56.4	0.00054	13.7	86.6	43.2	69.4	33.8	89.2	0.32

При оценке возможности технического применения материала часто используют значение соотношения *B/G*, являющееся показателям пластичности или хрупкости материала. Критическое значение, отличающее пластичные материалы от хрупких, составляет ~ 1,75. Значения *B/G* меньшие 1,75 свидетельствуют о хрупкости материала, а большие – о его пластичности. Полученное значение соотношения *B/G*=2,05 свидетельствует о пластичности структуры $AgSbTe_2$.

Другим показателем хрупкости, или пластичности материала является значение коэффициента Пуассона *v*. Соединение считается пластичным при значениях коэффициента Пуассона больших 0.26, меньшие значения указывают на хрупкость материала. Значение коэффициента Пуассона *v*=0,32 (Таблица 1) для исследуемого соединения согласуется с выводом, сделанном нами выше, о пластичности структуры $AgSbTe_2$.

Степень анизотропии кристалла $AgSbTe_2$ оцененный из соотношения $A=2C_{44}/(C_{11}- C_{12})$ равен 1.5.

Литература

1. Abdullayev N.A., Jahangirli Z.A., Qasimoglu I.Q., Mammadov T.G. et al. // Physics of Wave Phenomena. – 2026. – Т. 34. – № 3. – С. 243-251.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.112

УПРУГИЕ СВОЙСТВА И ПЛАСТИЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ $TlFeS_2$ И $TlFeSe_2$

Badalova Z. I.[1], Jahangirli Z. A.[1,2], Hasanova R. A.[1], Abdullayev Yu. A.[1], Gahramanov S. Sh.[1], Abdullayev N. A.[1,2]

[1]*Institute of Physics of the Ministry of Science and Education, Baku, Azerbaijan,* zibchik1964@gmail.com

[2]*Baku State University, Baku, Azerbaijan,* zakirjahangirli@gmail.com, abnadir@mail.ru

Тройные халькогениды железа $TlFeS_2$ и $TlFeSe_2$ относятся к классу низкоразмерных магнитных полупроводников, представляющих значительный интерес благодаря сочетанию полупроводниковых и магнитных свойств. Исследования упругих свойств кристаллических материалов необходимы для практического применения этих кристаллов, поскольку именно эти характеристики определяют механическую устойчивость, прочность и поведение кристаллов при различных внешних воздействиях (деформации, изменения температуры, внешнего облучения и др.). В настоящей работе вычислены из первых принципов все характерные для кристаллов $TlFeS_2$ и $TlFeSe_2$ моноклинной симметрии величины упругих постоянных, а также на их основе определены модули упругости и основные термодинамические характеристики.

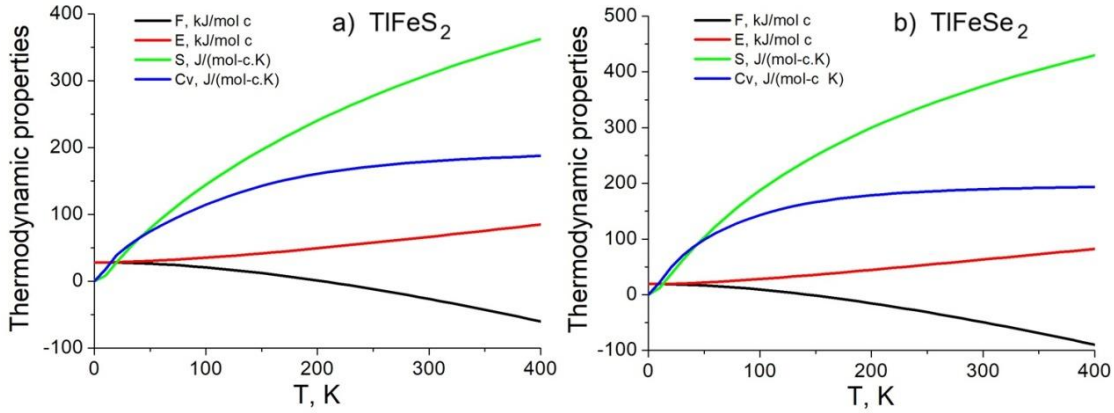
Вычисленные из первых принципов величины упругих постоянных кристаллов $TlFeS_2$ и $TlFeSe_2$ приведены в Таблице 1.

Crystals	Elastic constants, in GPa												
	C_{11}	C_{12}	C_{13}	C_{15}	C_{22}	C_{23}	C_{25}	C_{33}	C_{35}	C_{44}	C_{46}	C_{55}	C_{66}
$TlFeS_2$	48	20	25	1.9	166	30	0.14	56	2.9	6	7.8	7.8	15
$TlFeSe_2$	40	20	34	-9	143	35	-1.3	59	-3	9.6	9.2	6.5	9.1

Из известных величин упругих постоянных вычислены значения модулей упругости: Таблица 2. Величины объёмного модуля упругости B, модуля сдвига G по Фойгту (B_V, G_V), по Ройссу (B_R, G_R), в приближении Фойгта-Ройсса-Хилла (B, G), модуля Юнга E и коэффициента Пуассона ν кристаллов $TlFeS_2$ и $TlFeSe_2$.

Crystals	Elastic modulus, GPa							ν
	B_V	B_R	B	G_V	G_R	G	E	
$TlFeS_2$	46.5	36.8	41.7	18.8	8.5	13.7	37	0.35
$TlFeSe_2$	46.6	25.9	36.3	15.2	7	11.1	30.5	0.36

Оценены значения температуры Дебая, параметров Грюнайзена кристаллов $TlFeS_2$ и $TlFeSe_2$. Из первых принципов вычислены скорости распространения продольных и поперечных акустических волн в кристаллах $TlFeS_2$ и $TlFeSe_2$ в различных кристаллографических направлениях, а также температурные зависимости термодинамических функций $TlFeS_2$ и $TlFeSe_2$ – свободной энергии F, фононной части внутренней энергии E, энтропии S, теплоёмкости C_V (Fig. a, b).



DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.113

УПРУГИЕ СВОЙСТВА И ПЛАСТИЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ $CuGaS_2$

Mamedova I.A.[1], Abdullayev N.A.[1,2], Qasimoglu I.Q.[1], Hasanova R.A.[1], Jahangirli Z.A.[1,2]

[1]*Институт физики Мин. науки и обр. Азербайджана, Баку, Азербайджан,*
irada_mamedova@yahoo.com

[2]*Бакинский Государственный Университет, Баку, Азербайджан,*
zakirjahangirli@gmail.com

Соединение $CuGaS_2$, кристаллизуются в тетрагональную, халькопиритную структуру (tetragonal chalcopyrite-type structure) с пространственной группой $I\bar{4}2d$. Элементарная ячейка $CuGaS_2$ содержит 8 атомов. С одной стороны, кристаллы $CuGaS_2$ привлекают внимание исследователей в связи с высоким двулучепреломлением (large birefringence) и потому они потенциально интересны как нелинейные оптические материалы. С другой стороны, подходящая величина ширины запрещенной зоны $CuGaS_2$ позволяет использовать эти кристаллы в качестве элементов эффективных солнечных фотоэлектрических преобразователей.

Из первых принципов нами рассчитаны величины шести упругих постоянных C_{11}, C_{12}, C_{13}, C_{33}, C_{44} и C_{66} соединения $CuGaS_2$, определены объёмный модуль упругости, модули сдвига и Юнга, коэффициент Пуассона. Оценены значения параметра Грюнайзена и температуры Дебая кристаллов $CuGaS_2$. Вычислены скорости распространения продольных и поперечных акустических волн в кристаллах $CuGaS_2$ в различных кристаллографических направлениях, а также температурные зависимости термодинамических функций – свободной энергии, фононной части внутренней энергии, энтропии, теплоёмкости и средней частоты.

В Таблице 1 приведены величины упругих постоянных, вычисленных из первых принципов и определённых на их основе величины модулей упругости [1].

Таблица 1. Величины упругих постоянных и модулей упругости кристаллов $CuGaS_2$.

Elastic constants, GPa						Elastic modulus, GPa			Poiss. ratio, ν
C_{11}	C_{12}	C_{13}	C_{33}	C_{44}	C_{66}	Bulk, B	Shear, G	Young's, E	
132	77	78.9	136	58.5	58.4	96.6	43.3	113	0.31

При оценке возможности технического применения материала часто используют, значение соотношения *B/G*, являющееся показателям пластичности или хрупкости материала. Критическое значение, отличающее пластичные материалы от хрупких, составляет ~ 1,75. Значения *B/G* меньшие 1,75 свидетельствуют о хрупкости материала, а большие – о его пластичности. Полученное значение соотношения *B/G*=2,23 свидетельствует о пластичности структуры $CuGaS_2$.

Другим показателем хрупкости, или пластичности материала является значение коэффициента Пуассона *v*. Соединение считается пластичным при значениях коэффициента Пуассона больших 0.26, меньшие значения указывают на хрупкость материала. Значение коэффициента Пуассона *v*=0,31 (Таблица 1) для исследуемого соединения согласуется с выводом, сделанном нами выше, о пластичности структуры $CuGaS_2$.

Степень анизотропии кристалла $CuGaS_2$ оцененный из соотношения $A=2C_{44}/(C_{11}- C_{12})$ равен 2.13.

Литература

1. Qasimoglu I.Q., Jahangirli Z.A., Mamedova I.A., Abdullayev N.A. et al., Physics of the Solid State. – 2025. – Т. 67. – № 11. – С. 968–976.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.114

ДИФФУЗИЯ ПРИМЕСЕЙ В МЕЖСЛОЕВОМ ПРОСТРАНСТВЕ ГРАФИТА: МОДЕЛИРОВАНИЕ НА ОСНОВЕ ГЛУБОКОГО ОБУЧЕНИЯ

Салтыков С. Б.[1], Щелкачев Н. М.[2], Магницкая М. В.[1], Фомин Ю. Д.[1]
[1]*Институт физики высоких давлений им. Л. Ф. Верещагина РАН, Троицк, Россия*
[2]*Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия*
shchelkachev.nm@phystech.edu

Диффузия примесей определяет перераспределение бора и свойства борированного графита. Классические эксперименты выявили резкую анизотропию диффузии замещающего бора вдоль базисных плоскостей и по оси *c* [1], а первопринципные расчеты связали ее с механизмом выталкивания (kick-out), приводящим к возникновению интерстициального атома в межслоевом пространстве [2].

Для моделирования системы C-B нами построен межатомный потенциал машинного обучения UPET (PET-MAD). Минимальные энергетические пути определялись методом упругой ленты (NEB). В качестве проверки воспроизведены известные барьеры и анизотропия коэффициентов диффузии атомов B и C вдоль и поперек слоев графита, что подтверждает применимость потенциала к расчету редких событий.

Исследована миграция одиночных атомов B и C, уже находящихся между соседними графеновыми слоями и не замещающих атомы решетки. В отличие от kick-out-механизма, где межслоевое состояние является промежуточным, здесь оно рассматривается как самостоятельный канал переноса без учета энергии образования интерстициала и его возврата в слой. Построены двумерные карты относительной потенциальной энергии $U(x,y)–U_{\min}$ (рис. 1) и NEB-пути между соседними минимумами.

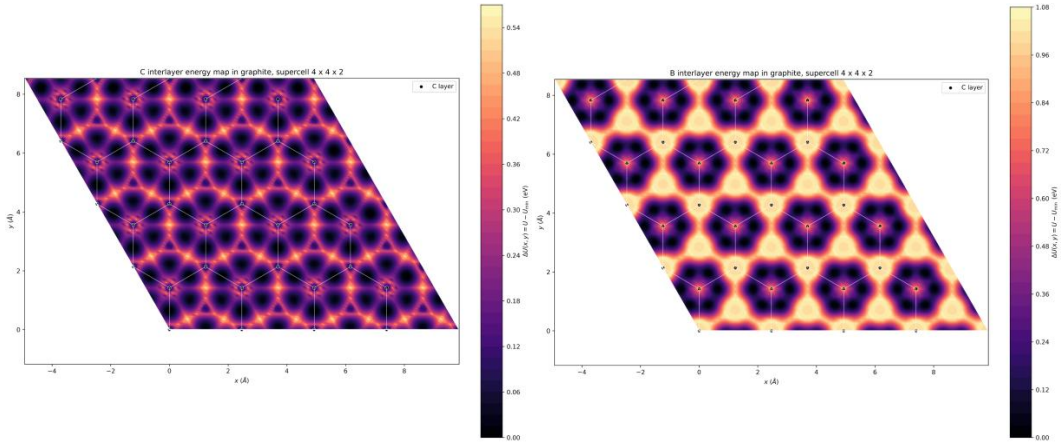


Рис. 1. Карты относительной потенциальной энергии одиночного атома C (слева) и B (справа) в межслоевом пространстве AB-графита (сверхъячейка 4×4×2).

Коэффициенты межслоевой диффузии на несколько порядков превышают значения для переноса с замещением атомов решетки вдоль и поперек слоев. Поэтому даже небольшая концентрация межслоевых атомов может определять быстрый массоперенос; этот канал необходимо учитывать при описании высокотемпературного легирования, боронизации и радиационно-индуцированного перераспределения примесей [3].

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 25-29-01649.

Литература

1. Suarez-Martinez I., El-Barbary A.A. *et al.* // Phys. Rev. Lett. – 2007. – Vol. 98. – P. 015501.
2. Hennig G. // J. Chem. Phys. – 1965. – Vol. 42. – P. 1167-1172.
3. Miyazaki K., Yoshida H., Kobayashi K. // TANSO. – 1987. – No. 128. – P. 2-6.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.115

МАСШТАБНЫЙ КОЭФФИЦИЕНТ ОТКОЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ

Молодец А. М.[1], Голышев А. А.[1] , Савиных А. С.[1], Гаркушин Г. В.[1]
Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия, molodets@icp.ac.ru

Как хорошо известно, процесс разрушения твёрдых тел под действием растягивающих нагрузок обычно содержит стадию накопления зародышевых несплошностей. Длительность этой стадии (долговечность τ) варьируется в широких пределах. Для диапазона τ от нескольких суток до нескольких секунд имеется обширный экспериментальный материал по разрушению разнообразных твёрдых тел, который был истолкован в рамках кинетической концепции прочности твёрдых тел [1].

Откол представляет собой разрушение внутренних объёмов ударно-сжатого образца последующими встречными волнами разгрузки с отделением от образца откольной пластины толщиной h. При этом растягивающие напряжения σ достигают гигапаскальных давлений, а длительность откола, регулируемая величиной h, оказывается на уровне микросекунд и меньше. В этой связи, начиная с работы [2], неоднократно предпринимались попытки истолковать откольные эксперименты в субмикросекундном временном диапазоне с позиций [1]. Формульный инструментарий одной из таких попыток представлен в [3]. В логике работы [3] для некоторого ограниченного диапазона h кинетика стадии накопления зародышевых несплошностей обуславливает линейную зависимость откольной прочности σ от логарифма толщины откольной пластины $\ln(h)$ в виде $\sigma=\sigma_0-\sigma_{sp}*\ln(h/h_0)$. В этом соотношении σ_{sp} является аналогом масштабного коэффициента прочности σ_s из экспоненциальной формулы для долговечности в виде $\tau=\tau_0\exp(U_0/RT-\sigma/\sigma_s)$. В терминах [1] масштабный коэффициент откольной прочности σ_{sp} выражается как $\sigma_{sp}=RT/V_a q$, где R – газовая постоянная, T –температура, V_a – активационный объём, q –коэффициент перенапряжения, который, в согласии с [3], зависит от времени. В представляемой работе выполнена серия традиционных откольных экспериментов по регистрации скорости свободной поверхности образца по схеме рис.1 в широком диапазоне h с последующим определением откольной прочности σ по схеме рис.2. На основании полученных результатов (см. *1* на рис.3) для меди в исследованном диапазоне h подтверждена линейность функции $\sigma=\sigma(\ln(h))$ (см. *2* на рис.3) и найдено значение масштабного коэффициента откольной прочности меди σ_{sp}=0.25(3) ГПа.

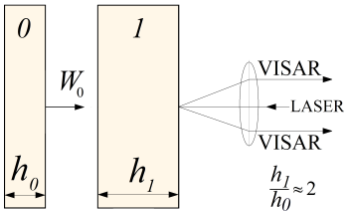


Рис.1. *0* - ударник со скоростью W_0≈const, *1*- образец.

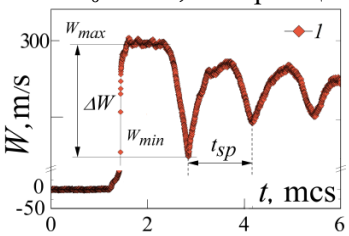


Рис.2. Скорость свободной поверхности $W(t)$ и определение $\sigma=0.5\rho_0 C_0 \Delta W(t_{sp})$

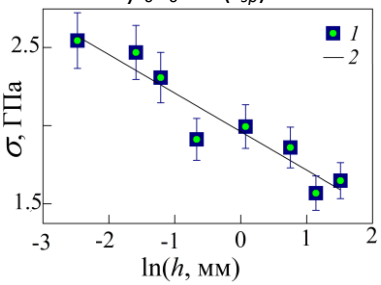


Рис.3. Линейная зависимость откольной прочности σ от логарифма толщины откольной пластины $\ln(h)$.

Работа выполнена в рамках Госзадания № 124020600049-8

Литература

1. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. // УФН. – 1972. Т. 106. – вып. 2. С. 193-228.
2. Златин Н.А., Мочалов С.М., Пугачев Г.С., Брагов А.М. //ФТТ–1974. –Т 16. –вып. 6.– С.1752
3. Молодец А.М. // ФТТ. – 2015. Т. 57.– вып. 10.– С.1992-1997.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.116

РАДИАЛЬНЫЙ ОТКОЛ В ТЕКСТУРИРОВАННЫХ МЕДНЫХ ОБРАЗЦАХ

Молодец А. М.[1], Голышев А. А.[1] , Савиных А. С.[1], Гаркушин Г. В.[1], Шилов Г.В.[1], Жидков М. В.[1]
Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия, molodets@icp.ac.ru

Откол представляет собой процесс разрушения внутренних объёмов ударно-сжатого твёрдого образца встречными волнами разгрузки. Длительность откола оказывается на уровне микросекунд и меньше, а растягивающие напряжения достигают гигапаскальных значений. В связи с этим исследование откола целесообразно с фундаментальной точки зрения, поскольку предоставляет возможность экспериментального изучения закономерностей разрушения твёрдых тел в субмикросекундном временном диапазоне. Однако исследования откольного разрушения важны и в прикладном отношении, поскольку позволяют определять такие функциональные параметры сопротивляемости высокоскоростному разрушению реальных конструкций как откольная прочность, структурные характеристики и пост-эффекты откола.

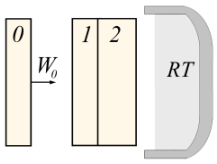


Рис.1. *0* - ударник со скоростью W_0, *1*- диск-образец, *2*- диск-ловушка, *RT*– бак сохранения.

Исследования материаловедческих пост-эффектов плоского откола обычно проводятся на дискообразных пластинчатых образцах при минимизации влияния радиальных волн разгрузки. Эта минимизация осуществляется за счёт составного образца в виде диска, впрессованного в охранное кольцо (см., например, [1]). Охранное кольцо выполняет роль ловушки радиального импульса. Однако, если не применять охранное кольцо и сделать образец, состоящим из двух соприкасающихся дисков, один из которых есть аналог ударника, то второй диск будет играть роль ловушки осевого импульса в направлении удара. В такой постановке эксперимента образец подвергается только радиальному растяжению и не испытывает растягивающих напряжений вдоль оси диска. То есть в этом случае оказывается возможным исследовать вариацию откола, возникающего из-за взаимодействия только радиальных встречных волн разгрузки. Общая схема такого эксперимента показана на рис.1. На рис.2 приведена используемая схема рентгеноструктурных и морфологических исследований разрезанного по диаметру и содержащего откол сохранённого, изначально текстурированного образца. Здесь конфокальный микроскоп диагностирует морфологию радиального откола, дифрактометр идентифицирует текстуру (см. графики *1* и *3* на рис.3) поликристаллического образца. В целом в работе показано, что в изначально текстурированном поликристаллическом медном образце, испытавшем ударное осевое нагружение до давлений ≈6 ГПа, последующую осевую разгрузку до нулевого давления и радиальное растяжение, возникает радиальный откол при –2.2(6) ГПа и происходит детекстуризация поликристалла меди.

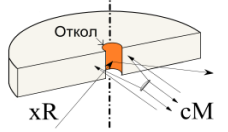


Рис.2. xR– дифрактометр, cM- конфокальный микроскоп

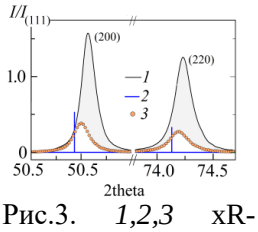


Рис.3. *1,2,3* xR- соответственно для исходного, справочного и сохранённого образца.

Работа выполнена в рамках Госзадания № 124020600049-8.

Литература

1. Whiteman G., Higgins D.L., Pang B., Millett J.C.F., Chiu Y-L., Jones I.P. // EPJ – 2018.– V.183

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.117

ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ ВОЛЬФРАМОВЫХ ОБРАЗЦОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Молодец А. М.[1], Голышев А. А.[1] , Ким В.В.[1]
Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия, molodets@icp.ac.ru

Хорошо известно, что электросопротивление ударно-сжимаемых поликристаллических металлов содержит помимо обратимой объёмно-температурной составляющей (ОТС) ещё и деформационную составляющую (ДС) электросопротивления, обусловленную дефектообразованием в поликристалле во время его высокоскоростной пластической деформации (см., например, библиографию в [1]). Обычно экспериментальные данные по ДС электросопротивления анализируются на основе их барической зависимости. Однако представляется, что анализ ДС электросопротивления предпочтительнее проводить на основе её зависимости не от давления, а от деформации. В этой связи цель данной работы заключалась в определении ДС электросопротивления вольфрамовых образцов во время их высокоскоростной деформации при ударно-волновом ступенчато-циклическом нагружении. Выбор вольфрама обусловлен его малой сжимаемостью, минимизирующей ударный разогрев и, следовательно, отжиг дефектов в течение ударного сжатия.

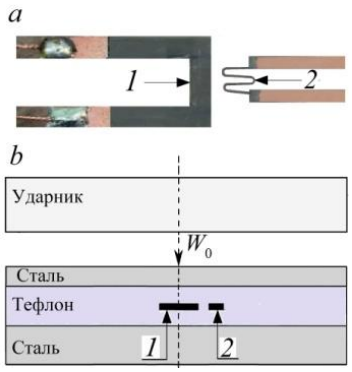


Рис.1. *a* – измерительная ячейка; *b*- генератор ступенчато-циклического нагружения; *1*- вольфрамовый образец, *2*- манганиновый датчик давления; W_0=1.05 км/с - скорость алюминиевого ударника.

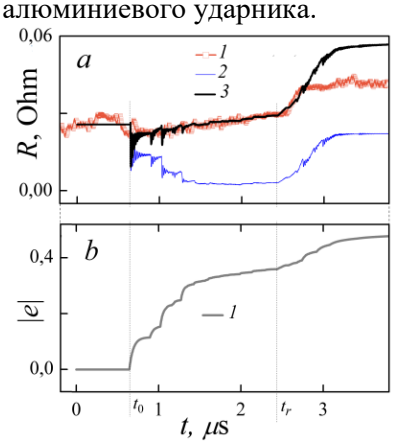


Рис.2. Профили электросопротивления (*a*) и интеграла абсолютной величины скорости деформации (*b*).

В докладе представлены измерения электросопротивления вольфрамовых образцов, выполненные по схеме рис. 1 в диапазоне динамических давлений 5-15 ГПа. Типичный результат представлен профилем (зависимостью от времени) *1* электросопротивления $R(t)$ на рис.2*a*. Эксперименты сопровождались их математическим моделированием, позволяющем реконструировать профиль ОТС электросопротивления $R_{ОТС}(t)$ (см. *2* на рис.2*a*) вместе с профилем интеграла по времени абсолютной скорости деформации $|e|(t)$ образца (см *1* на рис. 2*b*). Оказалось [1], что экспериментальный профиль $R(t)$ может быть представлен в виде суммы (см. *3* на рис.1*a*) $R(t)\cong R_{ОТС}(t)+R_{ДС}(t)$, где $R_{ДС}(t)=zR_0|e|(t)$, z=const=2.9, R_0 – начальное электросопротивление образца. Это означает, что деформационная составляющая электросопротивления вольфрамового образца прямо пропорциональна интегралу абсолютной скорости деформации.

Работа выполнена в рамках Госзадания № 124020600049-8.

Литература

1. Молодец А.М., Голышев А.А., Ким В.В. // ЖТФ. – 2026. –Т. 96. вып.4. – С.744-751.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.118

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co и Fe-Ni

Блинова Е.Н.[1], Либман М.А.[1], Перов Н.С.[2], Сундеев Р.В.[1,3], Томчук А.А.[1,4], Шурыгина Н.А.[3]

[1]*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва, Россия, blinova_en@rambler.ru*

[2]*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия*

[3]*МИРЭА - российский технологический университет, Москва, Россия*

[4] *РХТУ им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия*

Одним из наиболее перспективных направлений создания новых структурно-фазовых состояний в металлических сплавах является использование экстремальных внешних воздействий деформационной природы - мегапластической деформации (МПД), в частности, кручением в камере Бриджмена. Применение МПД к кристаллическим сплавам может привести к реализации в сплаве структурных превращений, приводящих к изменению величины средних межатомных расстояний, что в случае ферромагнетиков приведет к изменению величины энергии обменного взаимодействия, а в следствие этого и величины намагниченности насыщения. В настоящей работе проведены исследования влияния МПД в камере Бриджмена на величину намагниченности насыщения ферромагнитных сплавов Fe-21Cr - 15Co и Fe-50Ni. В первом случае МПД была приложена к сплаву, находящемся в состоянии α, а во втором - γ состоянии. На рисунках 1-4 приведены результаты измерений, построенные в виде линейных регрессий, влияния МПД на параметр кристаллической решетки и намагниченность насыщения сплавов Fe-50Ni (рис. 1, 2) и Fe-21Cr-15Co (рис. 3, 4).

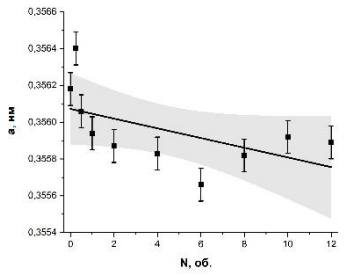


Рис.1

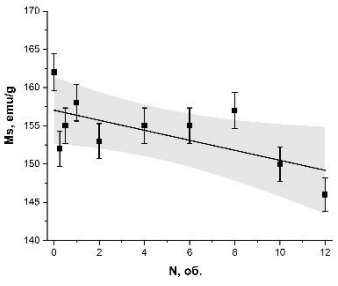


Рис.2

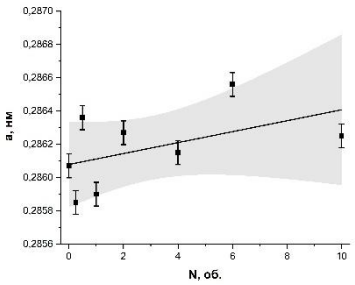


Рис.3

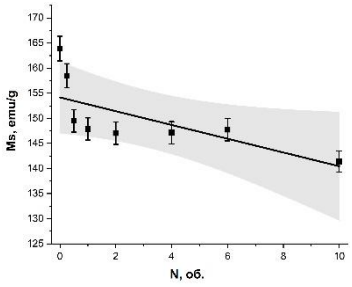


Рис.4

В результате проведенных экспериментов было установлено, что МПД существенно изменяет как величину намагниченности насыщения, так и средние межатомные расстояния в обоих исследованных сплавах.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.119

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СТРУКТУРА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Ni-Mn-In

Калетина Ю. В., Герасимов Е. Г., Калетин А.Ю.
Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
kaletina@imp.uran.ru

Ферромагнитные сплавы Гейслера представляют особый уникальный класс материалов, в которых существуют магнитоуправляемый эффект памяти формы, гигантские магнитострикция, магнитосопротивление, магнитокалорический эффект и другие свойства. Наличие этих эффектов обусловлено развитием мартенситных превращений и магнитных переходов, в области которых ярко выражены аномалии свойств и контролируемые изменения намагниченности, электросопротивления и некоторых других параметров.

Исследовано влияние замещения никеля марганцем при неизменном содержании индия на фазовые превращения, магнитные переходы и структуру синтезированных сплавов Ni-Mn-In.

Показано, что в новых нестехиометрических сплавах на основе Ni-Mn-In с разным соотношением Ni/Mn реализуется сложная последовательность фазовых переходов: сначала высокотемпературная парамагнитная фаза переходит в ферромагнитную, а затем при понижении температуры она испытывает мартенситное превращение с образованием антиферро- или парамагнитного мартенсита. При более низких температурах в мартенситной фазе может наблюдаться магнитный фазовый переход.

Изменение концентрационных соотношений никеля и марганца, входящих в тройную систему Ni-Mn-In, приводит к смещению критических температур образования аустенитной и мартенситной фаз. Установлено, что температуры магнитных превращений в аустените и мартенсите практически не зависят от соотношения никеля и марганца, в то время как температура мартенситного превращения повышается с ростом концентрации никеля.

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

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

Обнаружено, что в сплавах Ni-Mn-In наблюдается индуцируемое магнитным полем мартенситное превращение. Выявлены температурные зависимости спонтанной намагниченности аустенита и мартенсита. Установлено, что в мартенситном состоянии спонтанная намагниченность в 6 раз меньше, чем спонтанная намагниченность в аустенитном состоянии, индуцированном магнитным полем. Определена величина критического поля, при котором наблюдается мартенситное превращение. Показано, что с повышением температуры величина напряженности критического поля понижается.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для Института Физики Металлов УрО РАН.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.120

SORET - ЭФФЕКТ В НАСЫЩЕННЫХ ПАРАХ ЖИДКОСТИ

V. Shikin
ISSP RAS, 142432, Chernogolovka , Moscow District, Russia

Аннотация

Soret - эффектом в газообразных средах принято называть диффузионное перемещение газовых атомов плотности $n(x)$ из областей экспериментальной ячейки с повышенной температурой к ее более холодным границам [1]. Релаксационный процесс занимает конечное время и заканчивается установлением стационарного Soret - распределения $n(x)$ с характерным градиентом $\nabla n \propto \nabla T$, где ∇T – заданный градиент температуры.

В работе обсуждается вариант Soret - эффекта для насыщенного пара жидкости, локализованного между двумя родными, жидкими границами, имеющими разную температуру. Такая схема, реализованная в экспериментах [2], сопрягает детали Soret - эффекта с важными, плохо изученными процессами на границах пар-жидкость. Речь идет об испарени газовых атомов, покидающих теплую поверхность жидкости и последующей конденсации пара на холодной жидкой границе. Теория разумно сопрягается с имеющимися экспериментами.

Список литературы

1. И. Пригожин, Д. Кондепуди "Современная термодинамика", Мир, Москва, 2002, 462 стр.
2. А. Левченко, Е. Теске, Г. Колмаков, П. Лейдерер, Л. Межов-Деглин, В. Шикин, Письма ЖЭТФ 65, (1997), 5467.
3. А. Левченко, Г. Колмаков, П. Лейдерер, Л. Межов-Деглин, М. Михайлов, А. Трусов, ФНТ, 25, (1999), 333.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.121

ЭФФЕКТ РЕЛЕЯ-БЕРНАРА В ГАЗООБРАЗНЫХ СРЕДАХ

V. Shikin
ISSP RAS, 142432, Chernogolovka , Moscow District, Russia

Аннотация

Пленка воды в нормальном поле силы тяжести при наличии вертикального, "снизу-вверх" градиента температуры оказывается неустойчивой (эффект Релея-Бернара). Исходной причиной неустойчивости является зависимость $n(T)$ плотности воды от температуры, что заставляет ее при наличии гравитации всплывать в направлении "снизу-вверх". Гравитационное всплывание останавливается на верхней границе пленки, имеющей конечную толщину d. К тому же, в этой области, заданной внешними граничными условиями, вода, остывая, тяжелеет, испытывая потребность двигаться вниз. Цикл Релея-Бернара замыкается [1].

Аналогичное явление должно иметь место в газовых средах с ожидаемой разницей в оформлении деталей (различия между уравнениями гидро и газодинамики) и оригинальными оттенками. Речь идет о сосуществовании эффекта Релея-Бернара с капельной неустойчивостью в газообразных средах. Водяной пар, поднимаясь в относительно холодную часть газовой среды (к примеру, земной атмосферы), сталкивается с вероятностью развития в нем капельной неустойчивости. Масса отдельной жидкой капли M_{aq} намного превосходит массу m_{H2O} молекулы воды, $M_{aq} \gg m_{H2O}$. В таких условиях, газовый поток Релея-Бернара "снизу-вверх" должен приостанавливаться рождением из пара жидких капель вплоть до инверсии его направления (рождение потока капель "сверху-вниз"). Как следствие, газовый эффект Релея-Бернара не требует участия в его оформлении верхней границы. Она возникает автоматически на высоте, способствующей развитию капельной неустойчивости. Реализация газообразного эффекта Релея-Бернара имеет место (к примеру) в атмосфере Земли. Здесь это явление называется "круговорот воды в земной атмосфере" [2]. Детали развития капельной неустойчивости в газообразных средах с уравнением состояния в форме Ван-дер-Ваальса обсуждаются в данной работе.

Список литературы

1. А.Гетлинг, УФН 161, (1991), 1.
2. Б.Смирнов, УФН 184, (2014), 1153.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.122

СТРУКТУРА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ CO-SM ФЕРРОМАГНИТНЫХ ПЛЕНОК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИОННО-МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Ларионов С. А.[1], Семин В. О.[1]
[1]*Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия,*
larionov.sa@mipt.ru

Представлены результаты исследований фазово-химического состава и морфологических особенностей покрытий на основе Co-Sm, сформированных на Si подложке методами магнетронного осаждения и ионного распыления. Для получения аморфного структурного состояния были спрогнозированы составы сплавов $Co_{100-x}Sm_x$ (где x=17–42 ат. %), для которых выполняются критерии стеклообразующей способности. Установлено, что поверхности всех осажденных покрытий не содержат макродефектов и островков, образованных в результате инжекции капельной фракции с распыляемой мишени. Дополнительно, в покрытиях фиксируется избыточное количество примесного кислорода (от ~13 до ~27 ат. %), обусловленного их внутренним окислением. Верификация структурного состояния образцов, проведенная методом рентгеноструктурного анализа (рис. 1), показала, что покрытия, полученные при мощности 60 Вт и 100 Вт, подаваемой на Sm мишень, являются рентгеноаморфными. В остальных образцах сформировалась аморфно- кристаллическая структура, содержащая, помимо аморфной компоненты, интерметаллическую ($Co_{17}Sm_2$) и оксидные (SmO, Sm_2O_3) фазы. Методом малоуглового нейтронного рассеяния было обнаружено, что в аморфных Co-Sm покрытиях преобладает фрактальное расположение структурных элементов. Напротив, в аморфно-кристаллических покрытиях рассеяние нейтронов осуществляется анизотропным образов на наношероховатостях размерами от ~10 нм до ~125 нм и внутренних границах раздела “нанокристалл/аморфная матрица”.

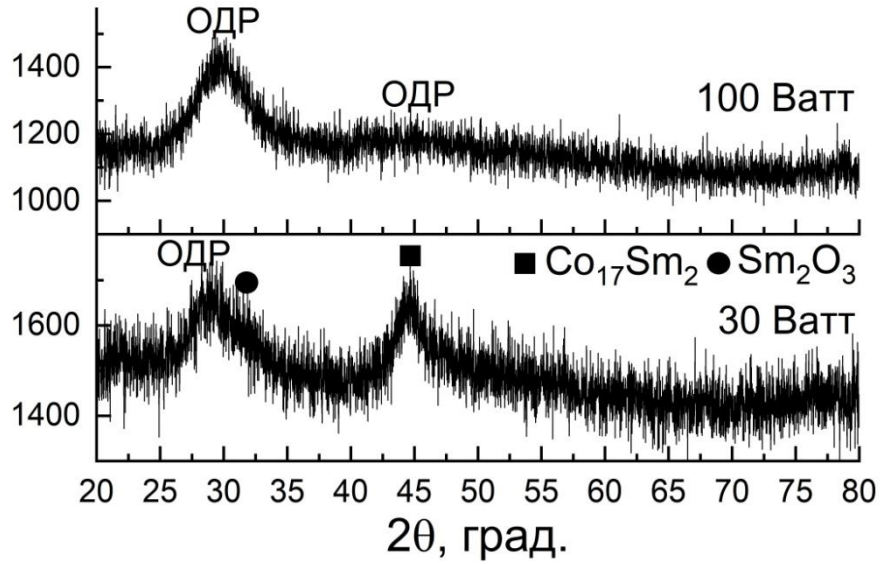


Рис. 1. Дифрактограммы Co-Sm покрытий, сформированных на Si-подложке при различных мощностях, подаваемой на Sm мишень. Здесь, ОДР – область диффузного рассеяния

Исследования по анализу структуры покрытий выполнены за счет гранта Российского научного фонда № 25-72-00041, https://rscf.ru/project/25-72-00041/.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.123

ЧАСТОТНЫЕ И ТЕМПЕРАТУРНЫЕ СВОЙСТВА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ КОМПОЗИТНЫХ ПЛЁНОК ($CoFeB+SiO_2$) С РАЗНОЙ СТРУКТУРОЙ НА ПОЛИМЕРНОЙ ПОДЛОЖКЕ

Ласёк М. П.[1], Котов Л. Н.[1], Якимов М. В.[1], Калинин Ю. Е.[2], Ситников А. В.[2]

[1]*Сыктывкарский государственный университет, Сыктывкар, Россия, mplasek@yandex.ru*

[2]*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия, kalinin48@mail.ru*

Интерес к металл-диэлектрическим композитным материалам не ослабевает на протяжении последних десятилетий [1, 2]. Учёных привлекают широкие диапазоны изменения уникальных физических свойств, так и перспективы использования в самых разных областях науки и техники. Композитные металл-диэлектрические плёнки демонстрируют уникальные магнитные, магнитотранспортные, магнитооптические и высокочастотные свойства в зависимости от содержания металлов и структуры [1, 2]. В работе исследованы композитные плёнки ($CoFeB+SiO_2$) толщиной от 500 до 860 нм, изготовленные методом ионно-лучевого распыления магнитного сплава $Co_{41}Fe_{39}B_{20}$ и SiO_2 на лавсановую подложку [1]. Методом импедансной спектроскопии исследованы частотные и температурные зависимости диэлектрической проницаемости композитных плёнок на лавсановой подложке в диапазоне частот $10 – 10^7$ Hz при температурах 120 – 420 К [2]. Методом магнитно-силовой микроскопии в композитных плёнках выявлены различные типы структур: гранулярная, гранулярно-перколяционная и магнито-металлическая полосовая структура [1]. На основе полученных температурных и частотных зависимостей компонент импеданса выявлены три релаксационных процесса для композитной плёнки с гранулированной структурой. При трансформации от гранулярно-перколяционной структуры к упорядоченной полосовой и лабиринтной структуре обнаружен релаксационный процесс, для которого время релаксации возрастает с увеличением температуры, а температурный коэффициент диэлектрической проницаемости монотонно снижается. Переход к структуре в виде широких магнитно-металлических областей или магнитно-проводящей матрицы с диэлектрическими включениями сопровождается ростом температурного коэффициента диэлектрической проницаемости. Полученные результаты демонстрируют связь между структурой композитных плёнок и диэлектрическим откликом в наногетерогенных гранулированных металл-диэлектрических системах.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, № 25-72-20063, https://rscf.ru/project/25-72-20063/.

Литература

1. Котов Л.Н. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2025. – № 12. – С. 66-76.
2. Ласёк М.П., Котов Л.Н., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // ФТТ. – 2024. – Т. 66. – № 12. – С. 2129-2024.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.124

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ МЕДЬ–НИКЕЛЬ–МАРГАНЕЦ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Рогачев С. О., Трошина В. А., Сундеев Р. В., Табачкова Н. Ю.
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия, rogachev.so@misis.ru

Сплавы типа Cu–20Ni–20Mn (масс.%) привлекают внимание благодаря сочетанию высокой прочности и пластичности, хорошей теплопроводности, стойкости к релаксации напряжений и др. [1, 2]. Для улучшения баланса прочности и пластичности таких сплавов эффективны деформационные методы. В работе сплав Cu–20Ni–20Mn был обработан методом кручения под высоким давлением (КВД) при комнатной температуре, давлении 6 ГПа и 5-и оборотах. Изначально сплав взят как в литом состоянии, так после старения при 400 °C. Сплав в литом состоянии обладает низким пределом прочности (329 МПа) и высокой пластичностью (относительное удлинение 85 %). Старение приводит к существенному повышению прочности и резкому уменьшению пластичности за счет выделения многочисленных когерентных наноразмерных частиц NiMn и повышения плотности дислокаций. Увеличение длительности старения до 10 и до 40 ч приводит к повышению предела прочности до 687 МПа и до 774 МПа и уменьшению относительного удлинения до 22 % и до нуля, соответственно. Обработка КВД сплава приводит к формированию преимущественно нанокристаллической структуры с высокой плотностью дислокаций (10^{11} – 5×10^{11} $см^{-2}$). Кроме этого, в процессе КВД в структуре сплава может происходить как выделение частиц NiMn, так и их растворение, с достижением стационарного состояния [3]. В результате микроструктура и механические свойства сплава после КВД нечувствительны к его исходному состоянию. После КВД сплав характеризуется выдающимся сочетанием прочности и пластичности: предел текучести около 1200 МПа, предел прочности около 1450 МПа и относительное удлинение около 7 %; однако увеличение длительности предварительного старения до 40 ч приводит к охрупчиванию сплава. Повторное (после КВД) старение сплава в интервале температур 350 – 450 °C с выдержкой 1 час приводит к увеличению микротвердости на 30 % как результат распада пересыщенного твердого раствора и выделения частиц NiMn. При повышении температуры повторного старения до 500 – 550 °C происходит многократный рост зерна, сфероидизация и укрупнение частиц NiMn, что приводит к двукратному снижению микротвердости и прочности образцов, при этом относительное удлинение увеличивается до 23 – 34 %.

Литература

1. Xie W.-b., Wang Q.-s., Mi X.-j., Xie G.-l., Liu D.-m., Gao X.-c., Li Y. Microstructure evolution and properties of Cu−20Ni−20Mn alloy during aging process // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2015. – V. 25. – P. 3247-3251. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63960-7
2. Беломытцев М.Ю., Михайлов М.А., Козлов Д.А., Михайлов А.М., Каравацкий И.И. Исследование влияния режимов термической обработки на свойства сплава 56ДГНХ // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 2025. – Т. 68. – № 1. – С. 44-50. DOI: 10.17073/0368-0797-2025-1-44-50
3. Rogachev S.O., Sundeev R.V., Troshina V.A., Tabachkova N.Yu., Pashkov I.N. Features of hardening behavior of Cu–20Ni–20Mn (wt%) alloy during a combination of aging treatment and severe plastic deformation process // Mater. Lett. – 2026. – V. 406. – P. 139841. DOI: 10.1016/j.matlet.2025.139841

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.125

О ФОРМИРОВАНИИ ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА КАЛЬЦИЯ В АЛЮМИНИИ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Рогачев С. О., Чернышихин С. В., Баженов В. Е., Федоренко Л. В., Статник Е.С., Табачкова Н. Ю.

НИТУ МИСИС, Москва, Россия, rogachev.so@misis.ru

Система Al–Ca подробно изучена в ряде работ [1]. На базе этой системы были созданы многофазные эвтектические сплавы, обладающие высокими технологическими свойствами как при литье, так и при пластической деформации, [2]. Структура этих сплавов состоит преимущественно из алюминиевого твердого раствора (Al) и эвтектики [(Al)+Al_4Ca], имеющей очень тонкое строение. Эвтектическая точка на стороне, богатой Al, точно определена с составом 5,3 ат. % Ca при 616 °C. Твердая растворимость Ca в Al менее 0,03 ат. % при 600 ºC.

Недавно было установлено, что в термодинамически неравновесных условиях, например, при больших пластических деформациях или при лазерном воздействии, можно получить пересыщенный твердый раствор кальция в алюминии. Например, деформация методом кручения под высоким давлением сплава Al–3,5Ca–0,9Mn–0,5Fe–0,1Sc–0,1Zr (масс. %) привела к распаду частиц Al_4Ca и частичному растворению кальция в алюминии [3]. Лазерное воздействие (мощность 370 Вт, скорость сканирования 750 мм/с) в форме единичного трека на сплав Al–8Ca (масс. %) привело к полному растворению кальция в алюминии в условиях сверхбыстрого затвердевания, с формированием множества дислокационных петель, и достижению предельного упрочнения: микротвердость увеличилась до 350 HV, превосходя соединение Al_4Ca – наиболее твердую фазу в сплаве [4].

В данной работе материал состава Al–6Ca–6Zn (масс.%) был консолидирован из порошка методом селективного лазерного плавления. Микроструктуру консолидированного образца изучали методом ПЭМ на приборе JEM-2100 с приставкой микрорентгеноспектрального анализа. Для этого из выбранной для анализа области была извлечена тонкая пластинка с использованием стандартной методики фокусированного ионного пучка на микроскопе Tescan AMBER. Результаты показали, что в структуре образца сформировались частицы соединения $(Al,Zn)_4Ca$, между которыми выявлены области пересыщенного твердого раствора алюминия с концентрацией кальция до 6 масс. %.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ, проект № 25-29-01744, https://rscf.ru/en/project/25-29-01744.

Литература

1. Ozturk K., Chen L.-Q., Liu Z.-K. Thermodynamic assessment of the Al–Ca binary system using random solution and associate models // J. Alloys Compd. – 2002. – V. 340. – N. 1–2. – P. 199-206.
2. Naumova E.A. Use of calcium in alloys: from modifying to alloying // Russ. J. Non-Ferrous Metals. – 2018. – V. 59. – N. 3. – P. 284-298.
3. Rogachev S.O., Naumova E.A., Vasileva E.S., Magurina M.Yu., Sundeev R.V., Veligzhanin A.A. Structure and mechanical properties of Al-Ca alloys processed by severe plastic deformation // Mater. Sci. Eng. A. – 2019. – V. 767. – P. 138410.
4. Rogachev S.O., Naumova E.A., Vasina M.A., Tabachkova N.Yu., Andreev N.V., Komissarov A.A. Anomalous hardening of Al-8%Ca eutectic alloy due to a non-equilibrium phase state transition under laser irradiation // Mater. Lett. – 2022. – V. 317. – P. 132129.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.126

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ $BiFe_{1-x}Co_xO_3$

Ивахненко М. М.[1], Самойленко З. А.[2], Ивахненко Н. Н.[3], Пушенко Е. И.[2], Бадекин М. Ю.[3], Сычева В. Я.[2], Зубков В.А.[1,4]

[1]*ГБУДО «Донецкая малая академия наук», Донецк, Россия*

[2]*ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», Донецк, Россия,*

[3]*ФГБОУ ВО РГАУ МСХА имени К.А. Тимирязева, Москва, Россия, yulduz19.77@mail.ru*

[4]*ФГБОУ ВО «Донецкий национальный технический университет», Донецк, Россия*

В работе изучали эволюцию атомного порядка в результате концентрационного изменения состава твердых растворов Керамические образцы $BiFe_{1-x}Co_xO_3$ при x=0÷0,6 были получены методом быстрого жидкого спекания [1]. Использовали метод рентгеновской дифракции [2]. Замечено, что при увеличении концентрации кобальта кристаллическая структура переходит из ромбоэдричекой в кубическую, что сопровождается фазовыми переходами второго рода [3].

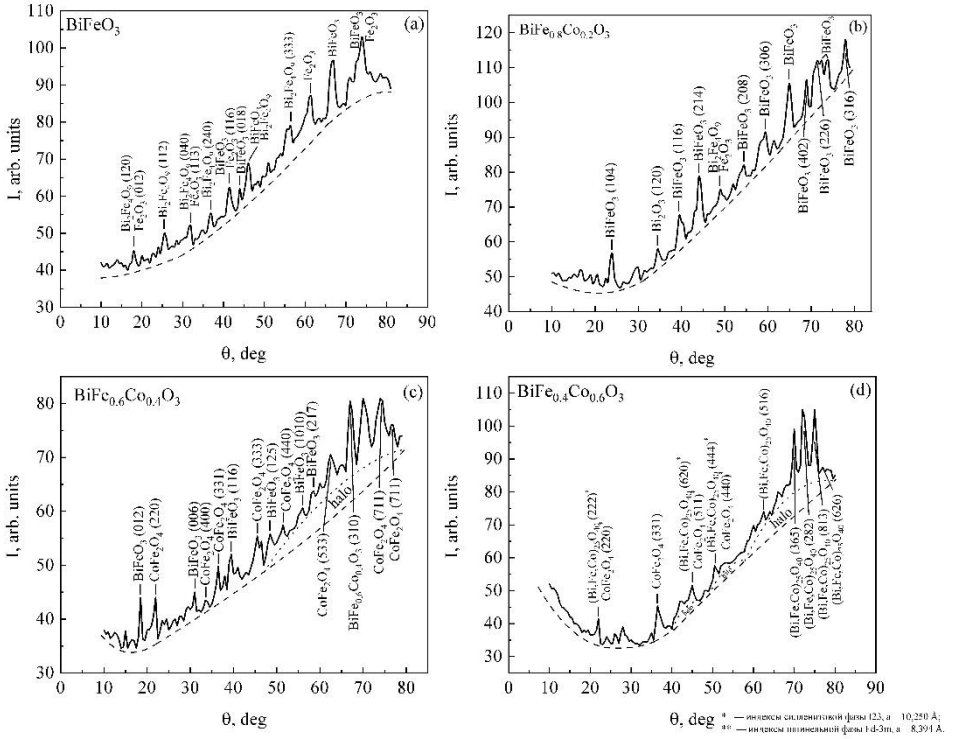


Рис. 1. Дифракционные картины от образцов $BiFe_{1-x}Co_xO_3$ при x=0 (a); 0,2(b); 0,4(c); 0,6(d)

Литература

1. Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н. // Письма в Журнал технической физики. – 2007. Т. 33 - № 7. – С. 8-15.
2. Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н., Пушенко Е.И., Сычева В.Я., Леденев Н.А., Пащенко А.В. // Журнал технической физики. – 2021. – Т. 91. № 5. – С. 778-783.
3. Самойленко З.А., Белоусов Н.Н., Ивахненко Н.Н., Пушенко Е.И., Варюхин В.Н. // Физика твердого тела. – 2014. – Т. 56. – № 6. – С. 1186-1190.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.127

ВЛИЯНИЕ МЕЖПРОХОДНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ В ХОДЕ ПРЯМОГО ДУГОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Корчмарчик С.О, Астахов И.И., Насоновский К.С., Климова М.В.
Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия
Happy23sofia@gmail.com, Astakhov@smtu.ru, M.V.klimova@ilwt.smtu.ru

Технология прямого дугового выращивания (ПДВ) является эффективным методом аддитивного производства крупногабаритных изделий благодаря высокой скорости осаждения и низкой стоимости процесса [1]. Однако присущие этому процессу значительные тепловложения приводят к формированию неоднородной структуры, остаточных напряжений и анизотропии механических свойств [2]. В данной работе было исследовано влияние межпроходной температуры на формирование микроструктуры и механические свойства стали 08ХГСМФА. Для этого, снижение межпроходной температуры до значений 600°C, 500°C, 400°C и 200°C контролировалось путем увеличения времени выдержки между наплавкой соседних слоев. В результате было выявлено, что сталь имеет двухфазную ферритно-бейнитную структуру во всех состояниях, однако снижение температуры с 600°C до 200°C приводит к уменьшению объемной доли ферритной фазы с 52% до 4%. При этом, прочностные характеристики значительно возрастают с 342 МПа до 586 МПа для предела текучести и с 543 МПа до 773 МПа для временного сопротивления, соответственно, что сопровождается незначительным изменением относительного удлинения в интервале 35-25%. Управление межпроходной температурой в процессе ПДВ позволяет эффективно регулировать фазовый состав и механические характеристики в широком диапазоне, что открывает возможности для целенаправленного проектирования свойств аддитивно изготовленных стальных изделий.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 24-79-10224 (https://rscf.ru/en/project/24-79-10224/).

Литература

1. Paskual A., Álvarez P., Suárez A, Tabernero I. // CIRP. – 2018. – Т. 68. С. – 358-362.
2. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2015. – Т. 81. С. – 465-481.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.128

IMPEDANCE-FREQUENCY PROPERTIES AND X-RAY PHOTOELECTRON SPECTRA OF TOURMALINE IN THE 300-630 K

Kotov L.N.[1], Dong Faqin[2], Lebedev S.V.[3], Korolev R.I.[1], Koroleva A.V.[3], Kotova E.L.[4], Wei Zhang[2]

[1]Syktyvkar State University, Syktyvkar, Russia
[2]Southwest University of Science and Technology, Manyang, China
[3]Saint Petersburg State University, Saint Petersburg, Russia
[4]JSC "VNII GALURGII", Saint Petersburg, Russia

Composite materials based on tourmaline have recently become the subject of active study due to technological progress and the potential for creating next-generation functional materials [1]. To create new tourmaline-based materials, it is necessary to identify the elements of tourmaline responsible for their adsorption and pyroelectric properties and to establish the relationship between the electronic spectra and impedance properties of tourmalines over a wide range of temperatures and frequencies. A tourmaline crystal, which has a high electrical resistivity of 0.1 GΩ/cm, was chosen as the object of study. It is known [2] that it should also exhibit improved pyroelectric and adsorption properties. The chemical composition of the tourmaline under study was determined using a TESCAN MIRA 3 LMH scanning electron microscope and was as follows (in atomic percent, at.%): O – 71, C – 8.5, Al – 7.2, Si – 6.5, B – 3.6, Mg – 1.3, Na – 1.4, Fe – 0.3, Ti – 0.04. Experiments to record X-ray photoelectron spectra (XPS) of tourmaline were carried out using an Escalab 250 Xi spectrometer at the Physical Methods of Surface Research Resource Center of the Science Park of St. Petersburg State University [1]. The studies were carried out in an ultrahigh vacuum of 10-9 mbar at heating temperatures of a tourmaline sample $T_н$ = 300, 350, 400, 450, 500, 630 K. The impedance-frequency properties of tourmaline in the temperature range of 300–670 K were studied by impedance spectroscopy using an E7-29 immitance meter in a four-wire circuit in the frequency range of 50 kHz – 15 MHz [1]. The XPS studies carried out in the temperature range of 300–630 K showed that the maximum change in the concentration of some core electrons upon heating tourmaline to 630 K is, in %: C*1s*–171, Na*1s*–75, B*1s*–59, Mg*1s* – 92, O*1s*–20. These atoms most likely determine the temperature dynamics of the impedance frequency spectra in the studied temperature range of 300–630 K. Consequently, oxygen and boron atoms should determine the adsorption and pyroelectric properties of tourmalines, which must be taken into account when selecting the best natural tourmalines for practical applications. The presence of large differences of up to 20% in surface impedance values when heating tourmaline to 630 K and then cooling it to 300 K demonstrates that tourmaline can be used to create a thermal generator of electrical energy, the efficiency of which will be determined by the operating frequency and temperature ranges.

This work was supported by EGISSU R&D registration number: 125021902439-8 (St. Petersburg State University)

References

1. Kotov L.N., Dong F., Lebedev S.V., Koroleva A.V., Kotova E.L., Korolev R.I., and Wei Z. // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2025. – V. 19. – № 6. – P. 1742-1749.
2. Lin Zhou, Wei Zhang, Lei Zhou, Ming Guo, Dong Faqin, Kotova Elena, Kotov Leonid // J Chin Ceram Soc. – 2024. – V. 52. – № 10. – P. 3192-3198.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.129

ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫЙ ПЕРЕПЛАВ КАК ФАКТОР ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ КОВАНЫХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ ИЗ СТАЛИ 38ХН3МА

Козырев Н.А., Ливанова О.В., Криворучко Ю.И., Бекин Е.Д.
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия, y.artamonova@chermet.net

Известно, что наиболее ответственной деталью дизель-генераторов является коленчатый вал. Исходной заготовкой для производства крупногабаритных коленчатых валов традиционно является цилиндрическая поковка. При производстве цилиндрической кованой заготовки под коленвалы следует учитывать, что эксплуатационные свойства во многом формируются на стадии выплавки стали и наследуются при последующих переделах.

Целью данной работы являлась сравнительная оценка химического состава, газонасыщенности, загрязненности неметаллическими включениями, макро-, микроструктуры и механических свойств металла кованых заготовок коленчатого вала из стали 38ХН3МА полученных по двум технологическим схемам: открытой выплавкой с вакуумированием и после электро-шлакового переплава (ЭШП), также проводилась оценка металла на соответствие требованиям ТУ 14-1-5742-2025. При этом технология ковки и последующей термической обработки была одинакова.

Показано, что разработанная технология открытой выплавка с вакуумированием и внепечной обработкой обеспечивает высокую чистоту металла по сере (0,002%) и фосфору (0,0054%) в сочетании с низким содержанием водорода в жидкой стали (1,5 ppm). Установлено, что применение ЭШП снижает содержание серы до 0,0013% и фосфора до 0,0044%. В поковках из стали открытой выплавки и после ЭШП получена одинаковая плотная бездефектная макроструктура с центральной пористостью и точечной неоднородностью не превышающая 1,0 балла по ГОСТ 10243.

Загрязненность поковок неметаллическими включениями также одинакова и по всем типам включений не превышает 1 балла по ГОСТ 1778, при этом в металле после ЭШП отмечена меньшая длина строчек сульфидов и оксидов, а также склонность отдельных частиц оксидов к сфероидизации.

В микроструктуре поковки из металла открытой выплавки преобладает зернистый перлит. В осевой зоне присутствует выраженная структурная неоднородность, ликвация по углероду. В поковке из стали после ЭШП на глубине до 20 мм от поверхности - различимые фрагменты высокоотпущенного мартенсита, на глубине 1/3 радиуса от поверхности поковки - зернистый перлит. Участки свободного феррита практически отсутствуют. Структурная полосчатость выражена слабо. В осевой зоне также преобладает микроструктура зернистого перлита со слабовыраженной структурной полосчатостью, но появляются отдельные зерна свободного феррита. Микроструктура заготовки после ЭШП отличается повышенной однородностью.

После закалки и высокого отпуска механические свойства металла поковок обеих схем выплавки существенно превосходят уровень требований нормативной документации: по прочностным характеристикам более чем на 30%, а по ударной вязкости - в 1,5 раза. Отмечен прирост относительного сужения для металла заготовки из слитка после ЭШП на 29% по сравнению с заготовкой из стали открытой выплавки. Качество металла поковок для крупногабаритных коленчатых валов из стали 38ХН3МА открытой выплавки и после ЭШП полностью удовлетворяет требованиям ТУ 14-1-5742-2025.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.130

МОДИФИЦИРОВАНИЕ АЛМАЗНЫХ МИКРОПОРОШКОВ КРЕМНИЕМ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СВЕРХТВЕРДЫХ КОМПОЗИТОВ С ДОБАВКАМИ КНБ

Парницкий А. М.[1], Мельник Ю. А.[2]
[1]*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь, parnitsky@oim.by*
[2]*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*

Прочность поликристаллического сверхтвердого материала на основе алмаза определяется состоянием межзеренных границ, поэтому поверхность микропорошков модифицируют карбидообразующими элементами: при термобарической обработке формируется карбидная связка [1].

Использованы микропорошки алмаза АСМ 14/10 с размером зерен 10–14 мкм (ГОСТ 9206-80) и кубического нитрида бора (КНБ) дисперсностью 5–7 мкм. Введение КНБ повышает термостойкость, плотность и сопротивление изнашиванию композита.

Модифицирующий отжиг АСМ 14/10 выполняли в герметичном контейнере в парах кремнийсодержащих соединений при 950 °С, 3 ч; содержание кремния в шихте составило около 10 масс. % [1]. Источником кремния служит карбид кремния, из которого кремнийсодержащие соединения выделяются по реакции хлорирования

$$SiC + 2Cl_2 \rightarrow SiCl_4 + C.$$

Тетрахлорид кремния транспортируется к поверхности алмазных зерен, где разлагается с выделением элементарного кремния.

Кремний распределяется по поверхности зерен неравномерно (рис. 1). На отдельных участках он представлен частицами округлой и каплевидной формы размером 100–200 нм, соединяющимися в плотный слой, местами полностью покрывающий зерно. Помимо покрытия наблюдаются обособленные скопления кремния дендритного строения размером до 5 мкм, состоящие из фрагментов 200–800 нм с признаками кристаллической огранки. Таким образом, кремний присутствует в шихте в двух формах – как слой на зернах и как самостоятельные образования в межчастичном пространстве.

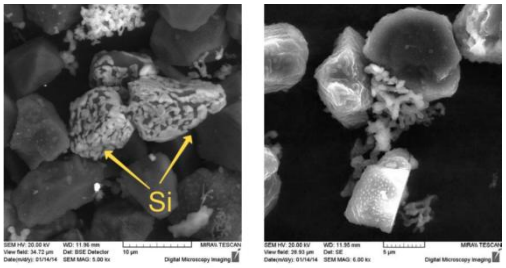


Рис. 1. Частицы алмаза АСМ 14/10 с кремниевым покрытием (а) и дендритные агломераты кремния между зернами (б)

Спекание заготовок АСМ(*Si*)+КНБ проводили в аппарате высокого давления «наковальня с лункой» при 5,5–7,5 ГПа и 1800–2100 °С. Получены компактные образцы цилиндрической формы без признаков разрушения. Установленные две формы присутствия кремния определяют характер формирования карбидной связки и служат основанием для дальнейшей оценки плотности, микротвердости и структуры композитов.

Литература

1. Сенють В. Т. и др. // Порошковая металлургия. 2015. Вып. 38. С. 142-150.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.131

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ НА ОСНОВЕ Cu-Sn ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ Nb_3Sn СВЕРХПРОВОДНИКОВ МЕТОДОМ «ПОРОШОК В ТРУБЕ»

Соболева Т. Ю.[1, 2], Цаплева А. С. [1], Крылова М.В[1], Никулин С.А.[2]
[1]*АО ВНИИНМ, Москва, Россия*
[2]*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*
tanechka.soboleva.00@mail.ru

Исследование последовательности фазовых переходов в порошковых системах, используемых в качестве источников олова при получении Nb_3Sn сверхпроводников методом «порошок в трубе» (ПИТ), является актуальной задачей, поскольку именно фазовый состав исходной порошковой смеси определяет кинетику высвобождения олова и кислорода в процессе реакционной термообработки (РТО). Целью данной работы является исследование процесса фазообразования в порошковых смесях Cu-Sn-SnO_2 и Cu_6Sn_5-Cu-Sn-SnO_2 при нагреве вплоть до 800°C.

В работе использованы такие методы, как рентгенофазовый анализ (РФА) на дифрактометре ARL X'tra в CuKα-излучении, термический анализ (ДТА) проведён на приборе ZCT-Simultaneous thermal analyzer в атмосфере аргона при нагреве до 800°C со скоростью 10°C/мин, а также сканирующая электронная микроскопия с энергодисперсионным микроанализом (СЭМ/ЭДС) на микроскопе JEOL JSM-7401. Исследованы две порошковые смеси на основе Cu-Sn-SnO_2 (образец А) и Cu_6Sn_5 с добавками Sn, Cu и SnO_2 (образец Б).

Методом РФА установлено, что в исходных порошковых смесях присутствуют основные фазы β-Sn, Cu и SnO_2 в образце А и фазы Cu_6Sn_5, β-Sn, Cu и SnO_2 в образце Б. при этом зафиксировано расщепление всех основных рефлексов олова (дублеты при 30.55/30.63° и 31.9/32.0°), свидетельствующее о наличии Cu_6Sn_5 (менее 2 мас.%). Методом ДТА выявлены принципиальные различия в термическом поведении образцов. Для образца А зафиксированы эндотермический пик плавления свободного олова при 234°C и экзотермический пик образования интерметаллида Cu_6Sn_5 при 547°C, что на ~150°C выше равновесной температуры, что обусловлено присутствием SnO_2, замедляющего диффузионные процессы, а так же недостаточным контактом между частицами Cu и Sn. В образце Б зафиксированы эндотермические эффекты: плавление свободного Sn при 231°C, перитектическое плавление Cu_6Sn_5 при 413°C, переход в ε-фазу $Cu_{41}Sn_{11}$ при 636°C и плавление остаточных фаз при 731°C. При этом наблюдаются слабые экзотермические сигналы в интервале 550–600°C и потеря массы образцов, что связанно с выделением газообразных продуктов при частичном восстановлении SnO_2.

Полученные результаты позволяют проследить полную последовательность фазовых превращений в исследованных порошковых смесях вплоть до 800°C. Механическая смесь Cu-Sn-SnO_2 характеризуется ранним появлением жидкой фазы (232°C) с последующим образованием Cu_6Sn_5 при 548°C, тогда как система на основе Cu_6Sn_5 демонстрирует более сложное термическое поведение с перитектическим распадом при 413°C и последующими высокотемпературными переходами. Выявленное температурное окно восстановления SnO_2 (550-600°C) создаёт основу для целенаправленного управления процессом внутреннего оксидирования при реакционной термообработке сверхпроводников Nb_3Sn.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.132

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb-Mo-C ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Гнесин И.Б.[1], Тлустенко А.С.[1], Прохоров Д.В.[1], Внуков В.И.[1]
[1]*ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия, ibgnesin*@issp.ac.ru

Прочностные характеристики при высоких температурах являются определяющей группой свойств для жаропрочных материалов. Однако, анализ характера разрушения при различных температурах также является важным с точки зрения их потенциального использования. Способность материала сопротивляться хрупкому разрушению и её температурный порог определяют многие технологические, конструкционные и эксплуатационные подходы его применения. В рамках данной работы была исследована зависимость характера разрушения сплавов системы Nb-Mo-C [1] различного состава. Сплавы отличались соотношением атомных концентраций молибдена и ниобия (5/95 и 30/70, соответственно), при этом содержание углерода для обоих сплавов было одинаковым и составляло 10 ат.%. Испытания на трехточечный изгиб проводили при температуре 20-1500 °C в установке ВТИ-2300-50-0,5, среда испытаний — вакуум. Количество образцов для испытания при каждой температуре составляло две-три штуки, расстояние между нижними опорами при изгибе составляло 23,5 мм. Сплав с более низким содержанием молибдена (сплав 1) при комнатной температуре разрушался хрупко, однако перед разрушением испытывал вполне заметную пластическую деформацию (общая стрела прогиба до разрушения составила около 3 мм). С ростом температуры до 400 °C сплав перешел к практически полностью пластичному состоянию и его разрушение в процессе изгиба не происходило, несмотря на возникновение в процессе испытаний надрывов на внешней стороне образца в области изгиба при высоких значениях стрелы прогиба (2-3 мм и более). При дальнейшем повышении температуры до 800 °C и выше, вплоть до 1500 °C, сплав продолжил деформироваться пластично, не претерпевая разрушения в процессе изгиба даже в случае достижение стрелы прогиба 5 мм и более. При исследовании сплава с повышенным содержанием молибдена (сплав 2) было установлено, что при комнатной температуре он разрушается хрупко, практически не испытывая пластической деформации перед разрушением (стрела прогиба около 200 мкм). При росте температуры до 800 °C разрушение образца остается хрупким, однако величина стрелы прогиба при разрушении составляет уже величину около 1 мм. С дальнейшим увеличением температуры образцы сплава уже не разрушаются в процессе испытания на изгиб. При 1000 °C при стреле прогиба более 1,3-1,5 мм в образце возникает надрыв, однако полного разрушения не происходит. При температурах 1200-1500 °C характер деформации сохраняется аналогичным таковому при 1000 °C, однако максимальные значение стрелы прогиба могут составлять 4-5 мм и более.

Таким образом, было установлено, что в исследованных сплавах системы Nb-Mo-C тип разрушения при различных температурах сильно зависит от состава сплава, при этом снижение содержания молибдена существенно понижает температуру хрупко-вязкого перехода.

Литература

1. И.Б. Гнесин, М.И. Карпов, Д.В. Прохоров, Б.А. Гнесин, Т.С. Строганова, И.С. Желтякова, В.И. Внуков, Е.И. Рябенко, И.Л. Светлов // Металлы. – 2022. – Т. 3. – С. 65–74.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.133

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ИЗНАЧАЛЬНО АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Zr-Cu-Co-Al В ХОДЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Страумал П.Б. [1,2], А.С. Горнакова[2], Е.А. Лукьянова[1], О.В. Рыбальченко[1].
[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия*
[2] *Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, Черноголовка, Россия*
pstraumal@imet.ac.ru

Сплавы Zr-Cu-Co-Al запланированного состава с различным содержанием Co и Cu были получены методом дуговой плавки. Всего было получено 9 составов Zr60Cu30-xCoxAl10 (x = 0, 2,5, 5, 7,5, 10, 15, 20, 25, 30) ат.%. Все они были получены методом быстрого охлаждения расплава с образованием аморфных лент.

После этого большая часть лент была использована для получения сильно деформированных образцов методом кручения под высоким давлением. Кручение проводилось в лунке 0,3мм, при давлении в 6ГПа на 5 оборотов со скоростью 1 об/мин.

Все 18 типов образцов были исследованы методом политермического нагрева от 20 до 680 °C в серебряных тиглях в дифференциальном сканирующем калориметре (ДСК) Perkin Elmer для изучения их релаксационного и кристаллизационного поведения.

Рентгенофазовый анализ показал, что все образцы являются кристаллическими. После этого новую серию исходных образцов изотермически нагревали в ДСК на 20 °C ниже первого пика кристаллизации и исследовали методом рентгенофазового анализа.

Было установлено, что образцы с содержанием Co более 10 % не кристаллизуются при нагревании на первый пик на кривой нагрева, но показывают два гало на рентгенодифракционном спектре, что позволяет предположить образование нанокристаллов. Для подтверждения этой теории были подготовлены образцы для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На рисунке 1 можно видеть светлопольные изображения образцов после кручения и нагрева на первый пик на кривой нагрева. Образец с 7,5 ат% Co кристаллизовался полностью, а образец с 15 ат% Co состоит из аморфной матрицы и нанокристаллов.

Исследование проведено при финансовой поддержке Международного Фонда Матсумае (Matsumae International Foundation).

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.134

ОЦЕНКА ЛУЧЕВОЙ ПРОЧНОСТИ ОКСИДА ГАЛЛИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ОДИНОЧНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ

Галимуллин Т.И.[1], Кузьмин Р.А.[2], Долгополов А.Д.[3], Панов Д.Ю.[4]
[1]*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский университет ИТМО», Россия*
E-mail: galimullin_itmo@bk.ru

Введение

Бета-оксид галлия (β-Ga_2O_3) — перспективный сверхширокозонный полупроводник с шириной запрещённой зоны ~4,8 эВ, превосходящий по характеристикам SiC и GaN и востребованный для силовых приборов, детекторов глубокого ультрафиолета и радиационно-стойких применений. Для оптоэлектроники критически важна лучевая прочность материала, что определило цель работы — определение порога лазерного разрушения (LIDT) поверхности объёмного β-Ga_2O_3 при воздействии одиночных фемтосекундных импульсов.

Материалы и методы

Образец объёмного кристалла β-Ga_2O_3 выращен методом Чохральского («НИКА-3») и подготовлен скалыванием по плоскости спайности. Абляция проводилась Yb-волоконным фемтосекундным лазером «ANTAUS-20W». Излучение фокусировалось объективом 40× (NA 0,60) в пятно диаметром 9,6 мкм; мощность варьировалась в диапазоне 59–99 % от максимальной (17,5 Вт), контроль — Gentec Solo PE-2 M (dP = ±2,5 %).

Результаты

Диаметры кратеров измерялись по изображениям сканирующего электронного микроскопа. Оптическая прочность рассчитывалась методом Лиу: зависимость $D^2(\ln E)$ дала радиус пятна $w_0 \approx 4{,}82$ мкм и пороговую энергию $E_{th} \approx 9{,}42$ мкДж ($\tau = 224$ фс). Порог лучевого повреждения LIDT, рассчитанный как пиковая плотность энергии при $E = E_{th}$, составил 25,8 Дж/см² (табл. 1).

Мощность, %	Энергия E, мкДж	Диаметр D, мкм	Радиус r, мкм
59	10.325	2.4	1.2
74	12.95	3.7	1.85
89	15.575	4.9	2.45
99	17.325	5.5	2.75

Таблица 1. Радиусы кратеров при различных уровнях мощности излучения ($\lambda = 515$ нм, $\tau = 224$ фс)

По результатам анализа геометрических параметров лазерной абляции определена оптическая стойкость объёмного β-Ga_2O_3: пороговая плотность энергии лучевого повреждения составила 25,8 Дж/см² (515 нм, 224 фс), что подтверждает перспективность материала для мощных оптоэлектронных и лазерных систем.

Литература

1. Pearton S.J., Yang J., Cary P.H., Ren F., Kim J., Tadjer M.J., Mastro M.A. A review of Ga_2O_3 materials, processing, and devices // Applied Physics Reviews. 2018. V. 5. № 1. P. 011301.
2. Galazka Z. β-Ga_2O_3 for wide-bandgap electronics and optoelectronics // Semiconductor Science and Technology. 2018. V. 33. № 11. P. 113001.
3. Liu J.M. Simple technique for measurements of pulsed Gaussian-beam spot sizes // Optics Letters. 1982. V. 7. № 5. P. 196–198.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.135

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ С УЛЬТРАЗВУКОМ

Стародубова М.С.[1], Беляев С.П.[1], Рубаник В.В. мл.[2], Реснина Н.Н.[1], Рубаник В.В.[2],

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,* st063188@student.spbu.ru

[2]*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

Равноканальное угловое прессование (РКУП) является одним из наиболее распространенных методов получения ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов с улучшенными физико-механическими свойствами. Этот метод постоянно модифицируется и одной из последних модификаций является РКУП с ультразвуком. Исследования показывают, что ультразвуковые колебания не только приводят к значительному снижению силы проталкивания материала по каналам, но и влияют на свойства получаемых заготовок. Существует несколько способов подведения ультразвуковых колебаний к образцу при РКУП – через пуансон, который продавливает образец через каналы, или непосредственно к образцу в зоне пересечения каналов, когда ультразвуковой волновод вставляют в отверстие в матрице. Ранее авторами был предложен новые способ, когда ультразвук подводят к матрице, которая одновременно является волноводом. Цель настоящего исследования состояла в моделировании деформации образца меди, который подвергнут РКУП с ультразвуком в матрице-волноводе. Моделирование проводили в среде ANSYS. Рассматривали образцы из меди, проходящие через стальную матрицу. Для описания контактного трения использовался закон Кулона с коэффициентом трения 0,15. Сравнивались результаты для случая РКУП без ультразвука и с ультразвуком частотой 22 кГц и амплитудой 10 мкм. Получены распределения накопленной эквивалентной пластической деформации в продольном сечении образца. Для образца небольшой длины заметную долю объема занимает область начального участка, где деформация составляет 10-20%. Далее образец накапливает деформацию до 60% вдоль верхней стенки канала и 40% вдоль нижней стенки канала. От краев к середине образца деформация уменьшается до 20%. В случае с ультразвуком деформация распределена более равномерно вдоль образца, области со значительной пластической деформацией во внешней части образца больше, величина деформации выше по сравнению со случаем без ультразвука.

Таким образом, конечно-элементное моделирование в ANSYS является эффективным инструментом для исследования процесса РКУП с ультразвуковым воздействием, позволяющим оптимизировать параметры этого процесса (амплитуду, частоту, положение пересечения каналов), без проведения дорогостоящих экспериментов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ-Беларусь (РНФ - № 25-49-10021, БРФФИ № Т26РНФ-187).

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.136

ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА РАЗМЕР ЗЕРНА В ЦИНКЕ, ПОДВЕРГНУТОМ РКУП

Реснина Н.Н.[1], Трофимова М.Е.[1], Рубаник В.В. мл[2], Беляев С.П.[1], Рубаник В.В.[2], Драбо Д.П.[2], Данилов Д.В.[1]

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,* trofimovame852@gmail.com

[2]*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь*

Целью работы явилось исследование влияния амплитуды ультразвуковых колебаний на изменение размера зерна в различных частях образца цинка, подвергнутого равноканальному угловому прессованию в матрице-волноводе. Образцы технически чистого цинка диаметром 5 мм и длиной 20 мм подвергали отжигу при 320 ^{o}C 6 часов. Далее они были деформированы методом РКУП в разъемной матрице с углом пересечения каналов 90 градусов. Проведено 4 серии экспериментов, в первой из которых РКУП проводили без ультразвукового воздействия, а в остальных в присутствии ультразвука, который был подведен к матрице, являющейся волноводом. В экспериментах варьировали амплитуду ультразвуковых колебаний (10, 17 и 19 мкм). Образцы деформировали так, чтобы они прошли наполовину зону пересечения каналов. После этого, образец вынимали из матрицы, разрезали вдоль методом электроэрозионной резки, шлифовали и полировали. Структуру сплава исследовали методом дифракции обратно-рассеянных электронов в различных зонах сечения (у края, в центре) в вертикальном (входном) канале и в зоне пересечения каналов. Размеры зерен определяли с использованием программного обеспечения Image ExpertPro. Кроме этого, анализировали долю зерен размером до 100 мкм, как отношение площади, занятой зернами с диаметром до 100 мкм, к общей площади снимка.

Полученные результаты показали, что исходный отожженный образец имеет очень крупные зерна, распределение которых по размеру является тримодальным с размерами 315, 875 и 1700 мкм. Доля зерен диаметром менее 100 мкм в данном образце составляет менее 1 %. После РКУП изменяется размер зерен только у поверхности образцов, по центральной оси образца зерна остаются крупными. В зоне пересечения каналов, в приповерхностной области наблюдается измельчение зерна до среднего размера 30 ± 10 мкм. Ультразвуковое воздействие при РКУП не влияет на средний размер зерен в этой зоне, однако меняет долю зерен с размером менее 100 мкм. Так, после РКУП этот параметр составляет 60%, а после РКУП+УЗК с амплитудой 10 мкм = 75 %. Повышение амплитуды до 19 мкм понижает этот параметр до 50 %. В вертикальном входном канале, УЗК при РКУП понижает средний размер зерна со 150 ±10 мкм (без УЗК) до 40±10 мкм, при этом амплитуда УЗК не влияет на средний размер зерна. Это говорит о том, что УЗК влияет на структуру сплава еще при движении в вертикальном канале, что и может быть причиной того, что в зоне пересечения каналов доля зерен с диаметром до 100 мкм выше относительно того, что наблюдали при РКУП без ультразвука.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ-Беларусь (РНФ - № 25-49-10021, БРФФИ № Т26РНФ-187). ДОРЭ выполнено на оборудовании ресурсного центра «Нанотехнологии» Научного парка СПбГУ.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.137

ВЛИЯНИЯ ЭНТРОПИИ СМЕШЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ИЗБЫТКОМ МЕДИ

Реснина Н.Н., Реутская А.А., Беляев С.П., Базлов А.И.
[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,*
st091119@student.spbu.ru

Целью работы является исследование проявления эффекта псевдоупругости в сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с избытком меди и различной энтропией смешения. Были выплавлены сплавы трех составов в которых концентрации титана и никеля были равны друг другу и составляли 40, 30 или 16 ат %, концентрации гафния и циркония были равны друг другу и составляли 5, 10 или 17 ат. %, а концентрация меди в три раза превышала концентрацию кобальта ($Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}Cu_{7.5}Co_{2.5}$, $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{15}Co_5$ и $Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}Cu_{25.5}Co_{8.5}$). Энтропия смешения составляла 1,31R, 1.62R и 1.74R, соответственно (R – универсальная газовая постоянная). Все сплавы имели дендритную структуру и содержали в междендритном пространстве частицы типа $(Ti,Hf,Zr)_2(Ni,Cu,Co)$, объемная доля которых не превосходила 2 %. Сплавы претерпевают B2 ↔ B19’ мартенситное превращение, температуры которого нелинейно зависят от энтропии смешения, и значение M_s составило -10 °C, -98 °C и -31 °C соответственно. Слитки, переплавленные 5 раз, разрезали на пластины толщиной 0,8 мм, из которых вырезали образцы с лопатками для растяжения с длиной и шириной рабочей части 7 и 1 мм соответственно. Образцы деформировали при разных температурах до разрушения с промежуточными разгрузками, чтобы наблюдать проявления псевдоупругости. По диаграммам деформирования определяли максимальные напряжение и деформациюдо разрушения, напряжение $\sigma_{0,2}$ и величину эффекта псевдоупругости, как деформацию, восстановленную нелинейно при разгрузке.

Полученные результаты показали, что увеличение энтропии смешения от 1,32R до 1,62R незначительно повышает максимальное напряжение до разрушения с 860 до 980 МПа (при температуре 100 °C) и деформацию до разрушения с 13 до 15% (при температуре ниже температуры M_s). Увеличение энтропии до 1,74R понижает максимальные напряжение и деформацию до разрушения. Псевдоупругость наблюдали во всех сплавах. Установлено, что увеличение энтропии смешения увеличивает степень возврата деформации при разгрузке. Так, в сплаве $Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}Cu_{7.5}Co_{2.5}$ величина псевдоупругой деформации составила 3%, однако это лишь 35 % от заданной деформации. В сплаве $Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}Cu_{25.5}Co_{8.5}$ величина псевдоупругой деформации составляет 3,5 % и это 88 % от заданной деформации. Установлено, что увеличение энтропии смешения приводит к понижению коэффициента в соотношении Клаузиуса-Клапейрона с 4,4 МПа/°C в среднеэнтропийном сплаве ($Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}Cu_{7.5}Co_{2.5}$) до 3,1 МПа/°C в сплаве с максимальной энтропией смешения ($Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}Cu_{25.5}Co_{8.5}$).

По сравнению со сплавом $Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$ в котором псевдоупругость наблюдали при отрицательных температурах, в сплаве $Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}Cu_{25.5}Co_{8.5}$ с близкой энтропией смешения, псевдоупругость наблюдается при температурах от 50 до 100 °C, что позволяет использовать этот сплав для устройств, работающих при нормальных температурах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (№ 22-19-00169_П)

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.138

СТРУКТУРА СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Co-Si-Ti-Al, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ДУГОВОЙ ПЛАВКИ

Юшков А. А.[1,2], Давыдов Д. И.[2], Ежов И. В.[2], А.К. Юрьева[1,2], М.В. Линцев[1,2], Ю.В. Хлебникова[2]

[1]*Уральский Федеральный университет, Екатеринбург, Россия,*
yushkov.anton@urfu.ru

[2]*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

Современные исследования в области жаропрочных материалов направлены на необходимость преодоления фундаментального предела рабочих температур (~1100-1150 °C) никелевых жаропрочных сплавов. Их эксплуатационные возможности приближаются к пределу: температура растворения упрочняющей γ′-фазы (обычно $Ni_3(Al,Ti)$ с упорядоченной структурой $L1_2$) часто не превышает 1000°C. Химически сложные интерметаллические сплавы (ХСИС) с $L1_2$-структурой сочетают концепцию упорядоченных интерметаллидов (γ′/$L1_2$) и многокомпонентный подход к составу сплавов. Эти сплавы обычно демонстрируют аномалию предела текучести. Эти интересные свойства делают их перспективными в качестве высокотемпературных конструкционных материалов, критически важных в таких отраслях, как авиакосмическая промышленность, ядерная энергетика, химическое машиностроение. ХСИС на основе Ni-Co-Si-Ti-Al показывают исключительную термическую стабильность $L1_2$-фазы (до 1100 °C и выше) и превосходные механические свойства [1, 2].

Образцы сплава системы Ni-Co-Si-Ti-Al были получены методом дуговой плавки в атмосфере аргона путём пятикратного переплава и последующей разливкой в изложницу Проведен гомогенизирующий отжиг атмосфере аргона при температуре 1000 С в течении 8 ч. и исследованы методами электронной микроскопии.

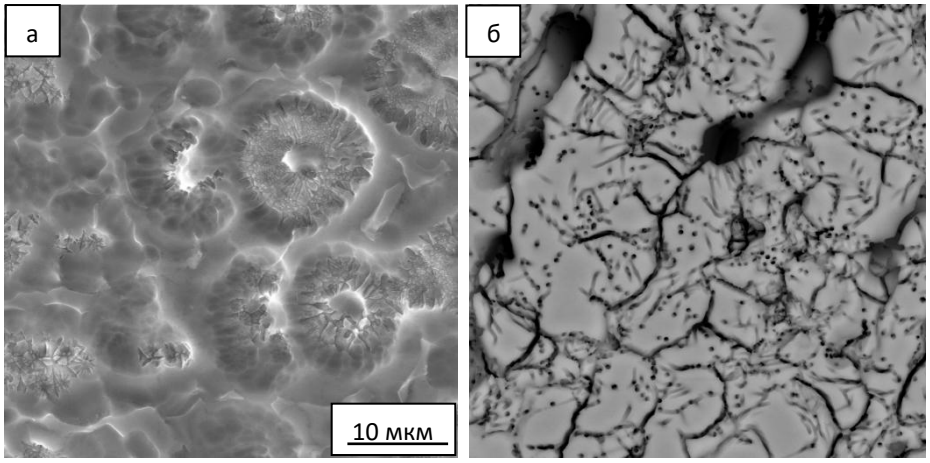


Рис.1. – стуктура сплава Ni-Co-Si-Ti-Al до(а) и после (б) отжига.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №26-19-00929, https://rscf.ru/project/26-19-00929/

Литература

1. Yinghao Zhou, Weicheng Xiao, Dawei Wang et. al // Nature Communications. – 2025. - № 16 (1036) – online.
2. Arash Ghasemi, Ali Reza Eivani, Seyed Mahdi Abbasi et. al // Journal of Alloys and Compounds. - 2025. - №. 1010 - С. 178-216.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.139

ИМПЕДАНСНО-ЧАСТОТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ ПЛЁНОК ($CoFeB+SiO_2$) НА ПОЛИМЕРНОЙ ПОДЛОЖКЕ С РАЗНЫМ СОСТАВОМ И СТРУКТУРОЙ В ИНТЕРВАЛЕ 100-600 К

Котов Л. Н.[1], Ласёк М. П.[1], Королёв Р. И.[1], Тимушев А. В.[1], Калинин Ю. Е.[2], Ситников А. В.[2]

[1]*Сыктывкарский государственный университет, Сыктывкар, Россия, kotovln@mail.ru*

[2]*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия, kalinin48@mail.ru*

Интерес к металл-диэлектрическим композитным материалам не ослабевает на протяжении последних десятилетий [1], что связано с их уникальными свойствами и перспективами использования в самых разных областях науки и техники. Металл-диэлектрические композитные плёнки демонстрируют уникальные магнитные, магнитотранспортные, магнитооптические и сверхвысокочастотные свойства в зависимости от состава, структуры и условий напыления [1, 2].

В работе исследованы композитные плёнки ($CoFeB+SiO_2$) толщиной от 1 -2 мкм, изготовленные методом ионно-лучевого распыления мишеней магнитного сплава $Co_{41}Fe_{39}B_{20}$ и диэлектрика SiO_2 на лавсановую подложку [1]. Напыление плёнок осуществлялось в атмосфере аргона с давлением 20 мПа и азота с давлением 2 мПа. Методом импедансной спектроскопии исследованы частотные и температурные зависимости диэлектрической проницаемости композитных плёнок на лавсановой подложке в диапазоне частот 10 – 10^7 Hz при температурах 100 – 600 К [2]. При 300 получены спектры коэффициента передачи в линии с композитными плёнками в диапазоне частот 0.01-3 ГГц. Методом магнитно-силовой микроскопии в композитных плёнках выявлены гранулярная и гранулярно-перколяционная структура [1]. Получены спектры импеданса линии с композитными плёнками с разной структурой в диапазоне частот 0.01-3 ГГц при 300 К. На основе полученных температурных и частотных зависимостей импеданса выявлены три релаксационных процесса для композитной плёнки с гранулированной структурой. Были проведены исследования электрических и частотных свойств композитных плёнок в области процессов стеклования и плавления полимерной подложки. Полученные результаты демонстрируют связь между структурой композитных плёнок, температурными свойствами подложки и электрическими свойствами гранулированных композитных металл-диэлектрических плёнках.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, № 25-72-20063, ***https://rscf.ru/project/25-72-20063/***

Литература

1. Котов Л.Н., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2025. – № 12. – С. 66–76.
2. Ласёк М.П., Котов Л.Н., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. // ФТТ. – 2024. – Т. 66. – № 12. – С. 2129–2024.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.140

СИММЕТРИЙНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В КУБИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА

Головчан А.В., Пилипенко Е.А., Завортнев Ю.Д., Гладилин О.А.
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк
golovchan1@yandex.ru

В настоящее время значительный интерес представляют материалы с сильной взаимосвязью между кристаллической решеткой и магнитной подсистемой, которая приводит к резкому магнитоструктурному фазовому переходу (ФП) 1-го рода. Среди таких материалов особый интерес представляет обширное семейство сплавов Гейслера[1]. Благодаря сильной взаимосвязи магнитной и решеточной подсистем в них в области фазового перехода наблюдается значительное усиление различных эффектов, таких как: гигантское магнитосопротивление, магнитокалорический эффект (МКЭ), магнитоуправляемый эффект памяти формы, магнитострикция и др.

Широко известная теоретическая модель фазовых переходов в сплавах Гейслера [2], базируется на рассмотрении одного канала мартенситного превращения: из кубической в тетрагональную фазу, что хорошо работает для системы Ni-Mn-Ga, но не применимо для системы Ni-Mn-In. В ней, согласно экспериментальным данным [3], при мартенситном превращении кубическая кристаллическая структура ($L2_1$, space group $Fm\bar{3}m$) переходит в моноклинную (space group I2/m).

В работе приведены результаты теоретико-группового анализа структурных фазовых переходов в сплавах Гейслера с кубической кристаллической структурой. Исследованы допустимые каналы упорядочения, построены соответствующие параметры порядка. В частности, мартенситный фазовый переход в Ni_2MnIn из кубической в моноклинную фазу, соответствует звезде с волновым вектором $\overrightarrow{k_{11}} = (0,0,0)$. Экспериментально наблюдаемое мартенситное превращение соответствует неприводимому представлению Γ_5^+ (k11t7 в обозначениях Ковалёва). Структурное превращение описывается тремя параметрами порядка: двухкомпонентным $\vec{\eta} = (\eta_1, \eta_1, \eta_2)$ (IR Γ_5^+), однокомпонентными ψ (IR Γ_1^+) и $\vec{\phi} = (\phi, -1.732\phi)$ (IR Γ_3^+). $\vec{\eta}$ определяет смещения атомов никеля Ni $(\frac{1}{2} - \eta_1\sqrt{2}, 0, \frac{3}{4} - \eta_2)$ в моноклинной фазе и моноклинные деформации элементарной ячейки $\eta_1 = (\epsilon_{xy} + \epsilon_{xz})/\sqrt{2},\ \epsilon_{yz} = \eta_2$. Однокомпонентные параметры $\psi = (\epsilon_{xx} + \epsilon_{yy} + \epsilon_{zz})/\sqrt{3}$ и $\phi = \left(2\epsilon_{yy} - \epsilon_{xx} - \epsilon_{zz}\right)\sqrt{\frac{2}{3}}$ отвечают за изменение объема (ψ) и тетрагональное искажение(ϕ) элементарной ячейки.

Литература

1. H.-L. Yan, X.-M. Huang C. Esling // Front. Mater. – 2022. – V.9. – P. 812984.
2. V.D. Buchelnikov, V.S. Romanov, A.T. Zayak // JMMM. – 1999. – V.191. – P.203-206
H. Yan, Y. Zhang, A. Senyshyn, H.-G. Brokmeier, C. Esling, X. Zhao, L. Zuo // Acta Mater. – 2015. – V.88. – P. 375-388.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.141

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ЧАРОИТА

Ионов А. М.[1], Колыванов Е. Л. [1], Матасов М. Д.[2]
[1] *ИФТТ РАН им. Ю.А. Осипьяна, Черноголовка, Россия*, kolyvan@issp.ac.ru
[2] *Келдыш центр, Москва, Россия*, maxime.matasov@gmail.com

Физико-механические и упругие свойства минералов определяют их способность сопротивляться внешним механическим нагрузкам, деформациям и определяют их поведение под внешним воздействием. Эти свойства играют важную роль в геофизических исследованиях, так как позволяют получать информацию о структуре минералов и прочностных характеристиках. Проведены исследования физико-механических (скорость звука, модуль Юнга, модуль сдвига и модуль объемной упругости) и прочностных свойств чароита методами ультразвуковой эхо-импульсной и ультразвуковой резонансной спектроскопии (УРС), порошковой рентгеновской дифракции и измерения микротвердости.

Было показано, что скорость звука (упругих волн) в чароите составляет примерно 5800–6000 м/с для продольных волн и около 4000 м/с для поперечных. Расчетное значение продольной юнговской скорости звука V_E = 5900 м/сек. Расчет упругих модулей дает значения для чароита: продольный модуль: 92±5 ГПа, модуль сдвига 41±4 ГПа, модуль Юнга 89±4 ГПа.

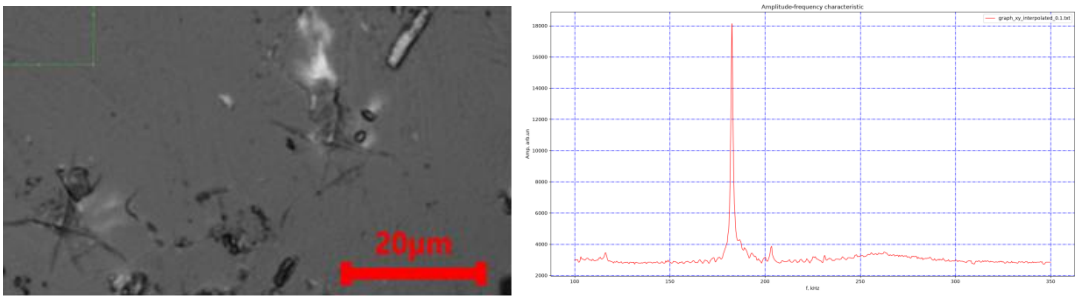


Рис.1. микротвердость по Виккерсу и УРС спектры (справа) чароита

Измеренное значение микротвердости составляло 700 кг/мм^2. Полученные значения характерны для силикатных систем. Исходя из полученных данных можно утверждать, что, несмотря на сложную пластинчато – трубчатую структуру чароита [1] и, следовательно, ожидаемую анизотропность упругих свойств, сравнение расчетного значения скорости звука юнговской моды из данных эхо-импульсного метода с экспериментальными значениями скоростей звука моды в резонансном методе, говорит об удовлетворительном совпадении расчетной и измеренной величинах юнговской скорости звука. Полученные результаты отражают сложную гетерогенную трубчато-ленточную силикатную структуру чароита.

Литература

1. M.V. Marchuk et al., Geodynamics & Tectonophysics 2016 Volume 7 Issue 1 Pages 105–118.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.142

МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Al, Co И Cu С РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИЕЙ ОБРАЗЦОВ И СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ

Федоров В.А.[1], Березнер А.Д.[1], Перов Н.С.[2], Григорьев Г.В.[1]
[1]*ФГБОУ ВО ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,* fedorov-tsu.tmb@inbox.ru
[2]*ФГБОУ ВО МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия,* perov@magn.ru

Количественное описание различных нелинейных процессов с помощью анализа элементарных математических функций (или их суперпозиции) является не завершенной задачей прикладной математики, физики и техники. Основным препятствием для получения необходимой информации, в этом случае, становится присутствие множества управляющих и сопутствующих факторов, взаимосвязь между которыми оказывается трудно наблюдаемой. На эксперименте, такие эффекты проявляются на кривых дифференциально-сканирующей калориметрии и различных дифрактограммах. Целью данной работы является поиск общего функционального соотношения, описывающего термомеханический эксперимент, в условиях постоянной и осциллирующей механических нагрузок с различными режимами нагрева. Анализ решений такой функции, ее связи с линейной и нелинейной деформацией, и последующий анализ представляют собой задачи данной работы.

Термомеханический анализ ленточных металлических стекол (АМС) $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$; Co-82.69%, Fe-2.21%, Si-7.77%, Mn-4.19%, B-2%, Cr-1.14% (ат. %); $Cu_{54}Pd_{28}P_{18}$, а также поликристаллической ленты Al-98%, Fe-2% (вес.%) проводился на испытательной машине Q800 (TA Instruments) при внешней нагрузке 3 МПа и скорости нагрева 5 К/мин до 673 К (температура фазового перехода АМС). Рабочие размеры аморфных образцов Al-Y-Ni-Co составляли порядка 16,5×1,4×0,02 мм (по длине, ширине и толщине соответственно), а для металлических стекол на основе меди – 16,5×2,5×0,025 мм. Аморфные ленты на основе кобальта были изготовлены в конфигурации 55×3.5×0,015 мм, а поликристаллический сплав Al-Fe имел размеры 50×6×0.01 мм. Межатомная структура сплавов оценивалась посредством рентгеноструктурного анализа (D2 Phaser, Bruker); фрактография образцов, прошедших испытания до разрушения, оценивалась средствами сканирующей электронной (JCM-7000, Jeol) и атомно-силовой (FemtoScan) микроскопии. Магнитные свойства металлических стекол на основе кобальта изучались до и после механических испытаний с помощью магнитометра LakeShore-7407 при внешнем поле ±125-1000 Э – как в параллельной, так и в перпендикулярной проекции относительно оси образцов.

Разработан универсальный обобщающий подход к неизотермическому поведению различных сплавов с использованием новой функциональной модели деформации. Показана хорошая корреляция между модельным подходом и экспериментальными результатами (линейный коэффициент 0,99, ±0,01 мм абсолютная ошибка), что позволяет оценить основные применяемые параметры, такие как коэффициент линейного теплового расширения и др. Также рассчитаны контуры сужения и критическая толщина в области гофрирования для ленточных образцов, проведен фрактальный анализ размеров складок гофрирования. Структурные особенности на стадии пластической деформации исследованы с помощью микроскопии. Установлена взаимосвязь между термической и магнитной составляющими аморфного магнитного сплава в условиях нелинейной деформации, в терминах теории критических индексов. С установленной линейной корреляцией, анализируется поведение всех металлических систем в общих условиях термомеханического воздействия, в мезомасштабе.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.143

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ЗАДАННОЙ ВНУТРЕННЕЙ АРХИТЕКТУРОЙ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb

Шереметьев В.А.[1], Лезин В.Д.[1], Лукашевич К.Е.[1], Творогов А.И.[1], Востриков Н.Ф.[1], Цветкова Е.С.[1]

[1] *НИТУ «МИСИС», Москва, Россия,* sheremetyev@misis.ru

С развитием аддитивных технологий открылись возможности для создания нового класса имплантатов на основе пористых металлических материалов с заданной внутренней архитектурой, обеспечивающей благоприятные условия для остеоинтеграции и высокий уровень биомеханической совместимости с костной тканью. Низкомодульные метастабильные бетта-титановые сплавы Ti-Zr-Nb, проявляющие эффект сверхупругости, перспективны в качестве основы для создания таких биоматериалов. Изучению особенностей статического и циклического, в т.ч. усталостного, механического поведения пористых материалов из сверхупругих сплавов Ti-Zr-Nb, полученных методом селективного лазерного плавления (СЛП), посвящена настоящая работа.

В качестве объектов исследования были использованы цилиндрические образцы пористых материалов из сплавов Ti-18Zr-15Nb (в ат.%) и Ti-6Al-4V (в масс.%), изготовленные методом СЛП и подвергнутые термической обработке. Заданная внутренняя архитектура пористых материалов обеспечена путем разработки моделей на основе полиэдров Вороного, ячеек ромбического додекаэдра и листового гироида с конструкционной пористостью 65-80%. Макроструктура полученных образцов была проанализирована методом микрорентгеновской компьютерной томографии. Механическое поведение исследовали в условиях статических, малоцикловых и многоцикловых (усталостных) испытаний на сжатие. Фазовое состояние материалов до и после испытаний изучали методом рентгеноструктурного анализа.

По результатам механических испытаний на кривых деформации сжатием пористых материалов из сплава Ti-Zr-Nb, в отличие от аналогичных материалов из Ti-6Al-4V, проявляются фазовый ($\sigma_ф$) (обусловленный протеканием обратимого мартенситного превращения под нагрузкой) и дислокационный ($\sigma_д$) пределы текучести. Установлено, что величина модуля Юнга пористых материалов из сплава Ti-Zr-Nb систематически ниже в 1,5-2 раза чем у материалов из Ti-6Al-4V. Она снижается в ходе механоциклирования с нагрузками, превышающими фазовый предел текучести материала, что связано с вовлечением в процесс деформации механизма сверхупругости и соответствующим образованием α"-мартенсита. На кривых деформации при разгрузке проявляется участок сверхупругого формовосстановления, который способствует снижению остаточной деформации. Отогрев образцов из сплава Ti-Zr-Nb после циклических испытаний с накопленной остаточной деформацией при температуре 200 °C приводит к активации эффекта памяти формы и реализации обратимой деформации от 1 до 1,5%. Это подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа, демонстрирующими изменением содержания α"-мартенсита на всех этапах испытаний. Отдельно следует отметить, что усталостная прочность пористых материалов из сплава Ti-Zr-Nb сопоставима по уровню с аналогичными (близкие значений конструкционной пористости) пористыми материалами из сплава Ti-6Al-4V.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-79-10299-П, https://rscf.ru/project/22-79-10299-П/.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.144

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕРВАННОЙ ЗАКАЛКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КРЕМНИЯ ПРИ Q&P ОБРАБОТКЕ

Ткачёва Ю. И.[1], Ткачёв Е. С.[1], Борисов С. И.[1]

[1] *Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, borisova_yu@bsuedu.ru*

Разработка высокопрочных автомобильных сталей третьего поколения (AHSS-Gen3) для автопрома направлена на поиск многофазных структур, сочетающих высокий уровень прочности и пластичности. Наиболее активно развиваются два близких по идеологии класса низколегированных сталей: CMnSi-стали, подвергаемые обработке закалка – распределение углерода (quenching and partitioning, Q&P), и TRIP-стали на основе ферритно-бейнитной или ферритно-мартенситной матрицы [1]. В данных сталях остаточный аустенит при деформации превращается в мартенсит, обеспечивая дополнительное деформационное упрочнение [1,2]. При этом значительное влияние на сочетание прочности и пластичности так же оказывает тип матрицы, окружающей остаточный аустенит (феррит, бейнит или мартенсит) [1]. Доля мартенсита и аустенита при Q&P-обработке регулируется выбором температуры прерванной закалки, а изотермическая выдержка в бейнитной области приводит к формированию бейнитного феррита. В этих условиях углерод перераспределяется не только за счёт диффузии из первичного мартенсита в остаточный аустенит, но также поступает в аустенит из вновь образующегося бейнитного феррита.

В представленной работе проведен анализ влияния баланса фаз в микроструктуре после Q&P-обработки на механические свойства двух сталей с различным содержанием углерода: Fe-0,25C-1,60Si-1,47Mn-0,51Cr-0,27Mo, и Fe-0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr. Обработка сталей включала аустенитизацию при 900°C, 10 мин, закалку до T_Q=210 и T_Q=230°C, изотермическую выдержку при 350°C длительностью 20 с и финальное охлаждение в воду. Согласно дилатометрическому анализу, объемная доля первичного мартенсита составила 85% и 81% при T_Q=210 и 230°C в стали Fe-0,25C-Si-Mn-Cr-Mo, и 78% и 72% при T_Q=210 и 230°C в стали Fe-0,33C-Si-Mn-Cr соответственно.

Установлено что увеличение доли нетрансформированного аустенита при повышении T_Q способствует стабилизации большего количества остаточного аустенита в конечной структуре. Доля остаточного аустенита в стали Fe-0,25C-Si-Mn-Cr-Mo, составила 10 и 12 % для T_Q=210 и 230°C. Это согласуется с тем, что при повышении температуры закалки наблюдается небольшое снижение твердости/предела текучести (например, в стали 0,25C $\sigma_{0,2}$ снижается с 1150 до 1090 МПа, HRC с 48 до 46), а ударная вязкость возрастает с 48 до 55 Дж/см².

При близких значениях объемной доли аустенита в стали Fe-0,33C-Si-Mn-Cr (12 и 14 % для TQ=210 и 230°C) её механическое поведение значительно отличается. При сопоставимой прочности и высокой твердости ≈50 HRC, ударная вязкость стали Fe-0,33C-Si-Mn-Cr в обоих режимах остаётся крайне низкой (KCV ≈ 6–9 Дж/см²).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-79-00274, https://rscf.ru/project/26-79-00274/.

Литература

1. Fonstein N. Advanced High Strength Sheet Steels. Springer, New York, 2015. – 396 pp.
2. Dai Z., Yang Z., Zhang C., Chen H. Fundamentals and Application of Solid-State Phase Transformations for Advanced High Strength Steels Containing Metastable Retained Austenite // Mater. Sci. Eng. R, – 2021. – Vol. 173. – P. 100590. – DOI: 10.1016/j.mser.2020.100590.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.145

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Cu/Co НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ПРОИЗВОДСТВО РАБОТЫ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co

Сибирев А. В., Голубев Г.А., Беляев С. П., Реснина Н. Н., Базлов А. И.
Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия,
grisha_golubevpie@bk.ru

Целью работы было исследование эффекта памяти формы (ЭПФ) и производства работы в средне- и высоко- энтропийных сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с памятью формы с разным соотношением Cu/Co. Слитки сплавов $Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}(Cu,Co)_{10}$, $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}(Cu,Co)_{20}$ и $Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}(Cu,Co)_{34}$, где Cu/Co =3/1, 1/1 или 1/3, синтезировали в вакуумной дуговой печи в атмосфере аргона. Из слитков вырезали образцы квадратного сечения 2×2 мм и длиной 20 мм. ЭПФ исследовали при нагреве после кручения при температуре -196°C до разной деформации. Для оценки совершенной работы, при температуре -196°C образцы деформировали до 5, 10 и 15% и разгружали, затем соединяли с контр-телом и подвергали нагреву чтобы инициировать восстановление деформации, после чего выполнялся один рабочий цикл: охлаждение до -196°C и нагрев.

Все среднеэнтропийные сплавы продемонстрировали высокие величины ЭПФ свыше 16% после предварительного кручения. Высокоэнтропийные сплавы, кроме $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{15}Co_5$, при температуре жидкого азота демонстрируют эффект сверхупругости, что значительно снижает возможный ресурс ЭПФ. Кроме того, низкая деформация до разрушения данных сплавов ограничивает величину заданной деформации, поэтому ЭПФ в данных сплавах не превышает нескольких процентов. Сплав $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{15}Co_5$ отличается тем, что мартенситные превращения в нём происходят при более высоких температурах ($A_к$ = –44 °C), благодаря чему величина ЭПФ достигла 15 %.

Установлено, что реактивные напряжения, ЭПФ и совершенная работа по-разному зависят от соотношения Cu/Co. Так в среднеэнтропийных сплавах $Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}(Cu,Co)_{10}$ увеличение концентрации кобальта за счет уменьшения концентрации меди немонотонно влияет на совершенную работу, которая максимальна при соотношении Cu/Co 1/1 (8.8 МДж/м^3 после предварительной деформации до 15 %). Кроме этого, увеличение концентрации кобальта повышает реактивный напряжения, сгенерированные при нагревании. Высокоэнтропийные сплавы $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}(Cu,Co)_{20}$ и $Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}(Cu,Co)_{34}$ (кроме сплава $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{15}Co_5$) претерпевают превращения при криогенных температурах, поэтому большая часть деформации восстанавливается при разгрузке (сверхупругость), а сгенерированное напряжение при первом нагреве слишком мало, чтобы при охлаждении произошло прямое превращение, поэтому они не способны совершать работу при термоциклировании в указанном интервале температур. В сплаве $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{15}Co_5$ наблюдали рекордное значение совершенной работы (15.1 МДж/м^3 после деформирования до 15%), что в 4 раза выше, чем в бинарном сплаве TiNi.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00169_П (https://rscf.ru/project/22-19-00169/)

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.146

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ti–Fe ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Мазилкин А.А[1]., Страумал Б.Б.[1], Горнакова А.С.[1], Давдян Г.С.[1], Иванисенко Ю.Г.[2], Кильмаметов А.Р.[3]

[1]*Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,* mazilkin@issp.ac.ru

[2]*Institute of nanotechnology, Karlsruhe, Germany,* julia.ivanisenko@kit.edu

[3]*PMSL, Villetaneuse, France,* askar.kilmametov@lspm.cnrs.fr

Исследовано образование ω-фазы в сплавах системы Ti–Fe при кручении под высоким давлением (КВД). Сплавы с содержанием Fe от 0 до 10 мас. % подвергали отжигу при 600–950 °C и последующей деформации КВД при давлении 7 ГПа до 0.1 и 5 оборотов наковальни, соответствующих переходной и установившейся стадиям деформирования. В результате КВД формируется обогащенная дефектами фаза высокого давления (ω-фаза), сохраняющаяся после снятия нагрузки. Ее объемная доля немонотонно зависит от содержания Fe: она возрастает от 40% в чистом Ti до 95% при 4 мас. % Fe, а при дальнейшем увеличении концентрации Fe снижается до ~10% при 10 мас. % Fe. Максимальное количество сохраняющейся ω-фазы соответствует минимальному рассогласованию параметров решеток β- и ω-фаз, достигаемому при 4 мас. % Fe. Это указывает на существенную роль кристаллографического соответствия фаз в реализации мартенситного β→ω-превращения. На основе данных рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии рассмотрены кристаллография и механизмы α→ω- и β→ω-превращений в условиях чистого сдвига при КВД, включая бездиффузионные превращения и процессы, сопровождающиеся массопереносом.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 25-43-02004).

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.147

ГАЗОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ОКСИДА ВАНАДИЯ ДЛЯ ДЕТЕКТИРОВАНИЯ ВОДОРОДА

Матасов М.Д.[1], Ионов А.М.[2], Мазилкин А.А.[2], Протасова С.Г.[2] Матюшин Н.А.[1], Бармин А.А.[1]

[1]*АО ГНЦ Центр Келдыша, Москва, Россия*
[2]*Институ физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

Целью работы являлась разработка хеморезистивного сенсора водорода на основе оксида ванадия. Пленки VO_x получали методом магнетронного распыления на подложки из оксида алюминия, интегрированные в сенсорные модули. Осаждение проводили при температуре 900–1000 К, давлении 5×10^{-3} Торр и времени распыления 12 мин. Структуру и состав пленок исследовали методами рентгенофазового анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а их электронное состояние — методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии.

Полученные пленки имели гранулированную структуру с размером зерен порядка нескольких микрометров и толщиной около 40 нм. Согласно данным микрозондового анализа, состав пленок соответствовал $VO_{2.2}$, а рентгенофазовый анализ выявил моноклинную фазу VO_2. РФЭС показала наличие ванадия в нескольких валентных состояниях, включая состояния, связанные с кислородной нестехиометрией.

Газочувствительные свойства пленок исследовали в смеси N_2/H_2 при температурах 170–215 °C. Максимальный отклик на водород наблюдался при температуре около 210 °C. Сенсор характеризовался отсутствием заметного отклика на O_2, CO_2, CO и H_2O, линейной зависимостью сигнала от концентрации H_2 и высокой воспроизводимостью при повторных измерениях. Полученные результаты показывают перспективность пленок оксида ванадия в качестве чувствительного материала для селективных хеморезистивных сенсоров водорода.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.148

ИССЛЕДОВАНИЕ БИОАКТИВНЫХ СВОЙСТВ ПОРИСТЫХ СКАФФОЛДОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА ВТ6

К.М.Новрузов[1,2], Н.А. Еникеев[3], Рыжкин А.А.[3], Капустин А.В. [3], Н.Ю. Анисимова[1,2], Е.А. Корнюшенков[4], Д.В. Гаранин[4], Н.С. Баулин[4], М.В. Киселевский[1,2]

[1]ФГБУ «НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия

[2]НИТУ «МИСИС», Москва, Россия

[3]ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий (УУНиТ), Уфа, Россия

[4]Ветеринарный онкологический научный центр «Биоконтроль», Москва, Россия

**nkeryam@gmail.com*

Пористые конструкции на основе сплава титана являются перспективной основой для имплантатов нового поколения, однако вопрос о том, какая геометрия и размер пор оптимальны для остеоинтеграции и приживаемости таких конструкций, остаётся недостаточно изученным.

Целью исследования было изучить влияние топологии и размера пор на биологическую активность титановых скаффолдов и отобрать образцы с оптимальными свойствами перспективные для замещения дефектов опорно-двигательного аппарата.

На базе УУНиТ методом лазерного сплавления из порошка ВТ6 были разработаны и получены конструкции с различной геометрией (Diamond, Gyroid Sheet, Skeletal, IWP и Octahedral) и размером пор 376–700 мкм. Биологическую оценку свойств, полученных скаффолдов проводили in vitro. Оценивали гемолитическую активность и цитотоксичность, а также адгезию и поверхностную пролиферацию преостеогенных клеток, их ангиогенную и остеогенную дифференцировку методами спектрофотометрии, проточной цитометрии и флуоресцентной микроскопии. В качестве контроля использовали клетки, которые инкубировали без образцов.

Оценка гемолитической и цитотоксической активности показала биосовместимость всех образцов, поскольку индуцированный ими гемолиз не превышал 1,8%, а цитотоксический эффект был не более 15%. Было показано, что образцы Gyroid, Diamond и IWP с размером пор 500-700 мкм в наибольшей степени стимулировали адгезию и пролиферацию преостеогенных клеток. Под влиянием образцов Sheet Gyroid, IWP и Diamond с размером пор 500-700 мкм пролиферативная активность через 5 суток составила 62-68%, Skeletal Gyroid, Octa и IWP440 – 75-80% в сравнении с контролем. Образцы IWP700 и Sheet Gyroid стимулировали ангиогенную дифференцировку, способствуя нарастанию доли клеток с рецептором VEGF на мембране (VEGFR+ клетки) на 18-20% в сравнении с контролем. Скаффолды Diamond, IWP и Sheet Gyroid с размером пор 500 мкм демонстрировали остеогенный потенциал, способствуя усилению активности щелочной фосфатазы (маркёр остеобластов).

Совокупность полученных результатов позволила обосновать выбор биосовместимых конструкций таких как Gyroid, Diamond, IWP с размером пор 500-700 мкм в качестве перспективной основы имплантатов для замещения костных дефектов. Также благодаря порам, такие конструкции могут быть нагружены антибиотиками или противоопухолевыми препаратами.

Исследование выполнено при поддержке гранта РНФ №23-69-10003.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.149

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА СТАБИЛЬНОСТЬ И ЭЛЕКТРОННУЮ СТРУКТУРУ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ $(Cd_{1-x}Zn_x)_3As_2$

Сайпулаева Л.А. [1], **Захвалинский В.С.** [2], **Алибеков А.Г.** [1], **Кочура А.В.**[3], **Пирмагомедов З.Ш.** [1], **Маренкин С.Ф.** [4]

[1]*Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН, Махачкала, Россия,* dagphysics@mail.ru

[2]*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия,* Info@bsu.edu.ru

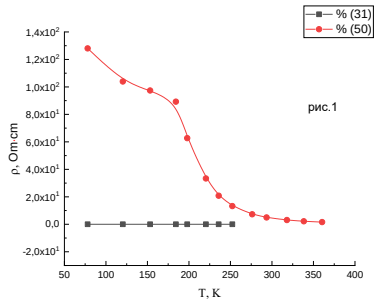
[3]*Юго-Западный государственный университет, Курск, Россия*, rector@swsu.ru

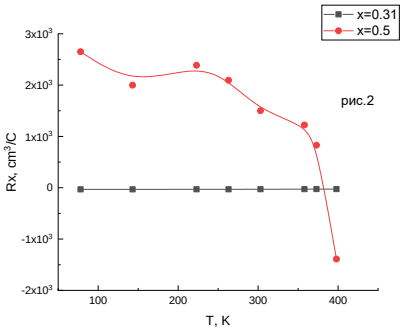
[4]*Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Москва, Россия*
E-mail: l.saypulaeva@gmail.com

В таблице 1 приведены параметры, полученные из измерений удельного сопротивления и коэффициента Холла.

Состав	ρ, Ом см	n, см - 3	μ_H, см^2 (В с)$^{-1}$
$(Cd_{0.69}Zn_{0.31})_3As_2$	5.5×10^{-4}	2.8×10^{17}	4.2×10^{4}
$(Cd_{0.5}Zn_{0.5})_3As_2$	680	7.2×10^{14}	16

Исследование температурных (рис.1) и барических зависимостей удельного электросопротивления двух составов $(Cd_{1-x}Zn_x)_3As_2$ с x=0.31 и 0.5) обнаружило, что: -зависимое от температуры удельное сопротивление $(Cd_{0.69}Zn_{0.31})_3As_2$ демонстрирует изменение металлического характера, а коэффициент Холла с ростом температуры уменьшается и во всем исследуемом интервале принимает отрицательный знак; зависимое от температуры удельное сопротивление $(Cd_{0.5}Zn_{0.5})_3As_2$ демонстрирует изменение полупроводникового характера; -на температурной зависимости коэффициента Холла $R_H(T)$ в интервале T = (320-350) К происходит смена типа носителей - переход от материала p -типа к материалу n -типа (рис. 2).





Отрицательное магнитосопротивление (ОМС) в области фазового перехода $(Cd_{0.69}Zn_{0.31})_3As_2$ при давлении P≈2.7ГПа в поле 5 кЭ составляет максимальное значение ≈ -017, а $(Cd_{0.5}Zn_{0.5})_3As_2$ - при давлении P=4.0-4.7 ГПа. Изменения полевых зависимостей МС несимметричны в положительных и отрицательных магнитных полях. Однозначно определить природу описанного явления пока сложно.

Электрическое поле, как и температура влияет на число свободных носителей заряда, а магнитное поле и давление изменяют величины энергетических щелей между зонами, что в свою очередь также приводит к изменению числа носителей. В отличие от электрического поля, непосредственно изменяющего число свободных носителей заряда, магнитное поле вызывает перестройку энергетического спектра, а именно приводит к смещению краев энергетических зон.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.150

THEORETICAL STUDY OF THE ELECTRICAL PROPERTIES OF Eu-DOPED Y_2O_3 NANOSTRUCTURES AND THEIR POLYMER COMPOSITES

Suleymanova N.Y.
Institute of Physics of the Ministry of Science and Education of the Republic of Azerbaijan, H. Javid Avenue, 131, Baku, AZ-1073, Azerbaijan
narminyasharqizi@gmail.com

In recent years, nanoscale oxide materials have found wide applications in electronics, optoelectronics, and sensor technologies. Yttrium oxide (Y_2O_3) is distinguished by its high chemical stability, wide band gap, and structural stability. Doping this material with rare-earth elements allows for the control of its electrical and optical properties [1].

The electrical properties of nanoscale oxide materials differ significantly from those of bulk materials. The main reasons for this are the dominance of surface effects, quantum size phenomena, and the increased concentration of defect structures. Y_2O_3 is a dielectric material with a wide band gap, and doping with rare-earth elements creates new localized energy levels. Europium-ion-doped Y_2O_3 nanoparticles introduce additional energy levels within the crystal lattice, which alter the charge carrier transport mechanism. The incorporation of nanoscale fillers into a polymer matrix results in composites where the interfacial boundaries become the primary source of electrical conductivity and polarization. Eu ions occupy substitutional sites in the crystal lattice and create charge localization centers. These centers give rise to hopping transport, which is one of the principal mechanisms of electrical conductivity in nanoscale systems. The incorporation of nanoparticles into a polymer matrix forms a heterogeneous system in which interfacial polarization plays a dominant role[2].

In nanoscale systems, electron transport occurs via thermally activated hopping between localized states, in contrast to classical band conduction:

$$\sigma = \sigma_0 \exp\left(-\frac{W}{kT}\right)$$

Here, σ is the electrical conductivity, W is the activation energy, k is the Boltzmann constant, and T is the temperature.

Theoretical analysis shows that the electrical properties of Eu-doped Y_2O_3 nanoscale structures are determined by localized energy levels, defects, and hopping conduction mechanisms. The incorporation of these nanoparticles into a polymer matrix significantly alters the electrical behavior of the composite due to interfacial polarization and percolation effects. Size effects and interfacial phenomena govern the fundamental physical characteristics of these systems and enhance their prospects as functional materials.

REFERENCES

1. M. Dutta, J.M. Kalita, G. Wary, Enhancing blue light emission in Y_2O_3:Ce^{3+}, Eu^{2+}through $Ce^{3+}\rightarrow$ Eu^{2+}energy transfer, Physica B 711 (2025) 417277, https://doi.org/10.1016/j.physb.2025.417277.
2. Q. Dai, M.E. Foley, C.J. Breshike, A. Lita, G.F. Strouse, Ligand-passivated Eu:Y_2O_3 nanocrystals as a phosphor for white light emitting diodes, J. Am. Chem. Soc. 133 (2011) 15475–15486, https://doi.org/10.1021/ja2039419.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.151

PREPARATION, OPTICAL AND ELECTRONIC TRANSPORT PROPERTIES OF Al DOPED TlGaSe2 LAYERED SEMICONDUCTORS

Aliyeva V.B.
Institute of Physics Public Legal Entity, Ministry of Science and Education, Republic of Azerbaijan, Baku, Azerbaijan
vafa_neymatova@mail.ru

In this work Al - doped $TlGaSe_2$ ($TlGaSe_2$+Al) layered semiconductors with different aluminum doping concentrations of ~ 0.1 and ~ 0.3 atomic percent were investigated using variety of experimental techniques. The photo-induced current transient spectroscopy measurements over the temperature range ~ 100 - 300 K have been made for identifying energy levels related to Al dopant within the electronic bandgap of $TlGaSe_2$+Al sample. The optical absorption spectra in the photon energy range of ~ 1.8 - 3.1 eV have been extracted by fitting the transmittance spectra of $TlGaSe_2$+Al recorded at the temperature varied from ~ 50 to 300 K. A redshift trend of the absorption edge with increasing the temperature was observed. The results indicate that the optical band gap undergoes a slight narrowing with increasing temperature, which can be attributed to the modification of electron–phonon interactions. The Al dopant induced photoluminescence (PL) was also investigated in the visible region. Two peaks were observed in the PL spectra of $TlGaSe_2$+Al crystal due to the electronic states of Al ions. Temperature dependent PL peaks position of $TlGaSe_2$+Al exhibits significant shifts toward the lower energy with temperature increasing. Finally, we also performed detailed density functional theory based computational investigations of electronic band structures, density of states and optical properties of $TlGaSe_2$+Al compound. The results of ab - initio calculations are discussed for three possible states when the Al atom was doped by replacing the Tl, Ga and Se atoms in the unit cell of $TlGaS_2$. Additionally, the effect of interstitial Al - dopant on the electronic structure and optical properties of $TlGaSe_2$ material is simulated.

Keywords: PICTS, photoluminescence, optical absorption, layered semiconductor, thallium dichalcogenides

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.152

HIGH PRESSURE DFT STUDY OF THE STRUCTURAL, ELASTIC, VIBRATIONAL AND OPTOELECTRONIC PROPERTIES OF $TlGaSe_2$ CRYSTALS

Aliyeva V. B. [1], Jahangirli Z. A. [1], Ismayilova N. A. [1], Jabarov S. H. [1], Seyidov MirHasan Yu. [2], Mammadov T. G. [1]

[1]Institute of Physics Public Legal Entity, Ministry of Science and Education, Republic of Azerbaijan, Baku, Azerbaijan

[2]Department of Physics, Gebze Technical University, Gebze, Turkey

vafa_neymatova@mail.ru

Using density functional theory (DFT), we investigated the structural, elastic, vibrational, electronic, and optical properties of monoclinic layered $TlGaSe_2$ crystals under hydrostatic pressure up to 12 GPa. The obtained results are in good agreement with the available experimental data [1] and confirm the occurrence of an isostructural phase transition in $TlGaSe_2$ at a pressure of approximately 0.9 GPa. This transition is characterized by abrupt changes in the lattice parameters without a change in the crystal symmetry.

The phase transition is accompanied by pronounced compression along the direction perpendicular to the layers and by a strengthening of the intralayer bonding within the Ga_4Se_{10} structural units. The microscopic mechanism underlying this transition is associated with the rearrangement of weakly bound Tl atoms in the interlayer space. This atomic rearrangement modifies the interlayer interaction and leads to a discontinuous change in the structural response of the crystal under pressure.

It was established that the band gap of $TlGaSe_2$ decreases with increasing pressure and exhibits a discontinuous change at the phase-transition point. Notably, the crystal remains an indirect-band-gap semiconductor throughout the entire investigated pressure range. At 0.9 GPa, step-like shifts in the frequencies of the Raman-active modes are also observed, while the total number of these modes remains unchanged. This behavior is consistent with the isostructural nature of the pressure-induced phase transition in $TlGaSe_2$.

The pressure dependence of all 13 independent elastic constants, as well as the bulk, shear, and Young's moduli and Poisson's ratio, was analyzed up to 12 GPa. The obtained results provide a more detailed understanding of the pressure-induced structural, vibrational, elastic, and optoelectronic response of layered $TlGaSe_2$ crystals and may stimulate further theoretical and experimental studies of this class of compounds under high-pressure conditions.

References

1. Jabarov SH, Mammadov TG, Mammadov AI, Kichanov SE, Alieva VB, Lukin EV (2015) Structural phase transition in $TlGaSe_2$ under high pressure. J Surf Investig X Ray Synchrotron NeutronTech 9(1):40–45. https://doi.org/10.1134/S102745101501005X.

DOI: 10.24412/cl-37467-FPPK-2026.153

УСИЛЕНИЕ СТАТИСТИКИ МИКРОСТРУКТУР ТВЁРДОГО СПЛАВА WC-Co С ПОМОЩЬЮ ГЕНЕРАТИВНЫХ СЕТЕЙ

Каграманян Д.
Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», Москва, Россия, dkagramanyan@hse.ru
Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия

Анализ SEM-снимков микроструктуры требует трудоёмкой предподготовки, что ограничивает объём выборок. В работе исследуется усиление выборки (data amplification) SEM-снимков WC-Co генеративными моделями.

Проверяется гипотеза [1, 2] об улучшении статистики микроструктуры с ростом синтетической выборки. Геометрия межфазных границ, задающая свойства WC-Co [3], оценивается распределением внутренних углов регионов кобальта, аппроксимируемым суммой двух гауссианов с пиками вблизи значений 120° и 240°.

Сравниваются два класса моделей – генеративные и диффузионные нейронные сети. Генеративно-состязательная сеть (GAN) обучается решением минимаксной задачи (1) для генератора G и дискриминатора D. Использована архитектура SAN [4], нормированный линейный слой которой задаёт направление, оптимально разделяющее реальные и синтетические снимки.

$$\min_G \max_D V(D,G) = E_{x\sim p_{\text{data}}}[\log D(x)] + E_{z\sim p_z}\left[\log\left(1 - D\big(G(z)\big)\right)\right] \quad (1)$$

В диффузионной сети прямое зашумление изображения x_t описывается стохастическим дифференциальным уравнением Орнштейна–Уленбека (2) с коэффициентом шума β_t и винеровским процессом w_t. Генерация обращает (2) обучаемой score-функцией DiffiT [5] с зависящим от времени вниманием.

$$\mathrm{d}x_t = -\frac{1}{2}\beta_t x_t \mathrm{d}t + \sqrt{\beta_t}\mathrm{d}w_t \quad (2)$$

Обучающая выборка содержит 300 SEM-снимков разрешения 256^2, 512^2 и 1024^2, по 100 на классы мелкого, среднего и крупного зерна. Аугментация поворотами и отражениями увеличила выборку до 7200 изображений.

Обученными сетями SAN и DiffiT сгенерированы выборки объёмом N от 10^2 до 10^4. Распределение внутренних углов каждой выборки, построенное алгоритмом [6], сравнивается с эталоном на исходной выборке. Расхождение измеряется модулями относительных ошибок параметров $\delta\mu_1$, $\delta\mu_2$, $\delta\sigma_1$, $\delta\sigma_2$, δA_1, δA_2 и расстоянием Канторовича–Рубинштейна W_2. Их убывание с ростом N проверяется тестом Манна–Кендалла с объединением p-значений по Фишеру [7].

Гипотеза усиления подтверждается частично. Статистически значимо ($p < 0{,}05$) убывает лишь ошибка положения первой моды $\delta\mu_1$ у SAN, на 2–6 % для 256^2 и 512^2.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН. Для проведения вычислительных исследований использовался суперкомпьютер НИУ ВШЭ.

Литература

1. Axelrod B., Garg S., Sharan V., Valiant G. // Proc. ICML. – 2020. – С. 442–451.
2. Butter A., Diefenbacher S., Kasieczka G., Nachman B., Plehn T. // SciPost Phys. – 2021. – Т. 10, № 6. – С. 139.
3. Kagramanyan D. et al. // Materials. – 2023. – Т. 16, № 16. – С. 5560.
4. Takida Y., Imaizumi M., Shibuya T. et al. // Proc. ICLR. – 2024.
5. Hatamizadeh A., Song J., Liu G. et al. // Proc. ECCV. – 2024.
6. Каграманян Д. и др. Алгоритм компьютерной обработки SEM-снимков твёрдого сплава WC/Co с выделением межфазных границ. – 2021.
7. Каграманян Д. и др. Генерация микроструктурных снимков твёрдого сплава WC/Co генеративными нейронными сетями. – 2025.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВЛИЯНИЯ СООТНОШЕНИЙ Hf/Zr и Cu/Co НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СРЕДНЕ- И ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ (**Беляев С.П.**, Реснина Н.Н., Сибирев А.В., Поникарова И.В., Базлов А.И.) 6

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ (**Аронин А.С.**)..... 7

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ И ОБРАТИМОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ $Co_{35}Ni_5Cr_{20}Fe_{20}Ni_{20}$ С КРЕМНИЕМ, БОРОМ И АЗОТОМ (**Астафурова Е.Г.**, Астапов Д.О., Астафуров С.В.) 8

БИОИНЖЕНЕРНЫЕ КОНСТРУКЦИИ НА ОСНОВЕ СПЛАВА ТИТАНА ДЛЯ ЛОКАЛЬНОЙ ИММУНОТЕРАПИИ ОНКОЛОГИЧЕСКИХ БОЛЬНЫХ (**Киселевский М.В.**, Анисимова Н.Ю., Шинкарева М.В., Голубева И.С., Новрузов К.М., Горнакова А.С., Мазилкин А.А., Страумал Б.Б.) 9

ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ УЛЬТРАЗВУКА НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ В МАТРИЦЕ – ВОЛНОВОДЕ (**Реснина Н.Н.**, Беляев С.П., Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Драбо Д.П., Данилов Д.В. 10

ACCELERATED MASS TRANSFER UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND SEVERE ION IMPLANTATION (**Страумал Б.Б.**, Vershinin N.F., Kuznetsov S.V., Vinokurov S.A., Gornakova A.S., Kogtenkova O.A., Mazilkin A.A., Duong L.V.) 11

РАЗРАБОТКА БИОАКТИВНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ НА ОСНОВЕ СПЛАВА ТИТАНА С МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА (**Анисимова Н.Ю.**, Новрузов К.М., Киселевский М.В., Горнакова А.С., Мазилкин А.А., Давдян Г.С., Макринский К.И., Клюев А.Л., Страумал Б.Б.)..... 12

ДВУХСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА ИЗ 3d МЕТАЛЛОВ Ni-Co-Mn-Ti (**Коледов В.В.**, Бучельников В.Д., Смерчанский П.С., Каманцев А.П., Кузнецов Д.Д., Суслов С.Д., Морозов Е.В., Ковалев О.Е., Сафонов Р.А., Грибанов И.Ф., Головчан А.В., Ныркова Н.Ю., Жданов С.С., Поварницын В.М.)..... 13

ЭКСТРЕМАЛЬНЫЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КАК ИНСТРУМЕНТ ФОРМИРОВАНИЯ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ (**Сундеев Р.В.**, Шалимова А.В., Рогачев С.О.) 14

ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДЕФЕКТОВ НА НЕУПРУГИЕ ПРОЦЕССЫ В ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ (**Малашенко В.В.**, Варюхин В.Н.) 15

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ В АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ (**Абросимова Г.Е.**)..... 16

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ОЦК β-ФАЗЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА (**Дубинский С.М.**, Страхов О.В., Баранова А.П., Сундеев Р.В., Велигжанин А.А., Храмов Е.В., Колышкин Н.А., Гришина О.В., Менушенков А.П., Прокошкин С.Д.) 17

ВЗАИМНАЯ ДИФФУЗИЯ В ТУГОПЛАВКОЙ СИСТЕМЕ Ti / Ti-Zr-Nb-Hf-Ta-Si / ZR (**Разумовский М.И.**, Горнакова А.С., Родин А.О.) 18

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ДИНАМИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК6 В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР 20^{o}C – 500^{o}C (**Разоренов С.В.**, Савиных А.С., Гаркушин Г.В., Бродова И.Г., Ширинкина И.Г.) ... 19

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТОК НА КИНЕТИКУ ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ И РАВНОВЕСНЫХ СТРУКТУР В СПЛАВАХ ТИПА Fe_3Ga (**Щербаков А.А.**, Палачева В.В., Чеверикин В.В., Самойлова Н.Ю., Балагуров А.М., Головин И.С.)..... 20

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПОРИСТО-МОНОЛИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ TiNi (**Аникеев С.Г.**, Большевич Е.А.) 21

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ НИТЕЙ НА ОСНОВЕ TiNi (**Артюхова Н.В.**, Лобань В.В.) 22

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА ПАРАМЕТРЫ ФЕРРОМАГНИТНОГО РЕЗОНАНСА КОМПОЗИТНЫХ ПЛЁНОК $CoFeB/SiO_2$, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ПРЯМОМ И НАКЛОННОМ НАПЫЛЕНИИ (**Блинов З.Н.**, Котов Л.Н., Ковалев П.Д., Заварин Д.В., Калинин Ю.Е., Ситников А.В.) 23

ОБЩНОСТЬ И РАЗЛИЧИЯ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ И ЛОКАЛЬНЫХ ОКРУЖЕНИЙ Fe В ДВУХ СИСТЕМАХ (ОРТОФЕРРИТАХ) $La_{1-x}A_xFeO_{3-\gamma}$ (A= Sr, Ca) (**Седых В.Д.**, Рыбченко О.Г., Русаков В.С.)..... 24

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА ПРОВОДИМОСТЬ И ПАРАМЕТРЫ ФЕРРОМАГНИТНОГО РЕЗОНАНСА КОМПОЗИТНЫХ ПЛЕНОК (CoTaNb+MgO) (**Гаврилюк С.И.**, Котов Л.Н., Гаврилюк С.И., Ковалев П.Д., Калинин Ю.Е., Ситников А.В.)..... 25

МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В $Mn_{1-t}Ti_tAs$ (**Головчан А.В.**, Нырков Н.Ю., О.Е. Ковалёв, И.Ф. Грибанов, А.П. Каманцев, В.И. Митюк, Л.Н. Бутвина) 26

ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПОЛЗУЧЕСТЬ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ РАСТВОРОВ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ (**Заворотнев Ю.Д.**, Гладилин О.А., Томашевская Е.Ю.)..... 27

ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ С ЭЛИНВАРНЫМ ПОВЕДЕНИЕМ НОВОГО ТИПА (**Баранова А.П.**, Дубинский С.М., Скирпичникова А.А., Базлов А.И., Елисеева О.-Л. В., Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Жукова Ю.С., Кадиров П.О., Садыкова Ю.А., Прокошкин С.Д.) 28

ОСОБЕННОСТИ ИСКАЖЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ α-Fe ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ (**Филиппова В.П.**, Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Томчук А.А.) 29

ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe–30Mn–5Si (**Садыкова Ю.А.**, Кадиров П.О., Жукова Ю.С., Прокошкин С.Д.) 30

КИНЕТИКА β→ω и β→α ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ Ti-18Zr-13Nb-2Sn С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ (**Страхов О.В.**, Дубинский С.М., Баранова А.П., Табачкова Н.Ю., Чеверикин В.В., Карелин Р.Д., Базлов А.И., Прокошкин С.Д.) 31

СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕНТ СПЛАВА Al–9,5 Mn, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (**Свиридова Е.А.**, Васильев С.В., Ткаченко В.М., Лимановский А.И., Соколовский Я.С., Ткач В.И.) 32

ФОРМИРОВАНИЕ КИНКОВ В СТРУКТУРАХ БЕЗ ЦЕНТРА ИНВЕРСИИ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ (**Гладилин О.А.**, Заворотнев Ю.Д., Томашевская Е.Ю.) 33

НЕРАВНОВЕСНАЯ (НЕСТАЦИОНАРНАЯ) ЭВОЛЮЦИОННАЯ ТЕРМОДИНАМИКА. ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ (**Метлов Л.С.**) 34

ДИАГНОСТИЧЕСКИЕ И МУЛЬТИМОДАЛЬНЫЕ АППЛИКАТОРЫ И ЗОНДЫ НА ОСНОВЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛОВ САПФИРА (**Долганова И.Н.**, Платонова А.А., Зотов А.К., Тимашов Д.В., Шикунова И.А., Зайцев К.И., Курлов В.Н.) 35

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭНТРОПИЙНЫХ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ ДЛЯ АНАЛИЗА СТРУКТУРНОЙ УПОРЯДОЧЕННОСТИ, СКЛОННОСТИ К РЕЛАКСАЦИИ И СТЕКЛООБРАЗУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКОЛ И ИХ РАСПЛАВОВ (**Хоник В.А.**, Макаров А.С. Кобелев Н.П.) 36

ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ НА ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В СТАЛИ 0,33C-1,85Si ПРИ ФИКСИРОВАННЫХ ДОЛЯХ МАРТЕНСИТА И АУСТЕНИТА (**Ткачёв Е.С.**, Борисов С.И.) 37

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА КАНТОРА, АЗОТИРОВАННОГО ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ (**Данилова Л.В.**, Астафуров С.В., Загибалова Е.А., Астафурова Е.Г.) 38

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ГИДРОЭКСТРУЗИЕЙ НА УПРОЧНЕНИЕ МЕДИ В КРУПНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ (**Яшарова Е.В.**, Сенникова Л.Ф., Суровицкий В.Д., Бурховецкий В.В., Глазунова В.А.) 39

КРИСТАЛЛЫ ФУЛЛЕРИТОВ, ВЫРАЩЕННЫЕ В КОСМОСЕ (**Ажгалиева А.С.**, Борисенко Е.Б., Колесников Н.Н., Кузьмин А.В., Симонов С.В., Тимонина А.В., Шахлевич О.Ф.) 40

ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ДОПИРОВАННОГО ДИОКСИДА ТИТАНА (**Дорогов М.В.**, Чиркунова Н.В.) 41

ПЕРСПЕКТИВЫ ЭФФЕКТИВНОГО ПРИМЕНЕНИЯ УЗКИХ ФРАКЦИЙ ДИСПЕРСНЫХ МИКРОСФЕР ЗОЛЫ-УНОСА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МАГНИТНЫХ И СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ (**Акимочкина Г.В.**, Князев Ю.В., Семенов С.В., Соловьев Л.А., Аншиц Н.Н., Фоменко Е.В.) 42

МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТОВ ОБЛУЧЕНИЯ СИСТЕМЫ Al_2O_3-AlN БЫСТРЫМИ ТЯЖЁЛЫМИ ИОНАМИ (**Землякова М.А.**, Рымжанов Р.А., Щелкачев Н.М.,Волков А.Е., Скуратов В.А.) 43

ВОЗДЕЙСТВИЯ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ТОКОПРОВОДЯЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ТОКОВ КОРОТКОГО ЗАМЫКАНИЯ КРИСТАЛЛОВ ЛАНГАСИТА (**Корчагин А.В.**, Козлова Н.С., Забелина Е.В., Умылин В.Е., Катышкова К.С.) 44

МЕЖФАЗНЫЕ ГРАНИЦЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ КАК ЛОВУШКИ ДЛЯ АТОМОВ ВОДОРОДА (**Окишев К.Ю.**, Верховых А.В., Лобанов М.Л.)..... 45

ELECTRORESISTIVITY INSIGHTS INTO THE CASCADE OF PHASE TRANSITIONS IN Fe-(27-33)Ga ALLOYS (**Уйи Д.О.**, Palacheva V.V., Zagrebin M., Golovin I.S., Mouas M., Mamadou S., Gasser F., Gasser J.-G.) 46

КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ НАЧАЛА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В СЕГМЕНТИРОВАННЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ (**Петров Д.А.**, Гуткин М.Ю., Колесникова А.Л., Романов А.Е.)..... 47

ПРИМЕНЕНИЕ ПАЛЛАДИЙ-СОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ КОНСТРУКЦИЙ В ГЕОЛОГИЧЕСКИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ (**фон Гратовски С.В.**, Коледов В.В., Петров А.О., Калашников В.С., Несоленов А.В., Каманцев А.П.)..... 48

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ, МЕТОДОМ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ГИДРОЭКСТРУЗИИ (**Гангало А.Н.**, Васильев С.В., Орлов В.И., Бурховецкий В.В., Глазунова В.А.)..... 49

ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ВЛИЯНИЯ МАЛОАМПЛИТУДНЫХ ГАРМОНИЧЕСКИХ ОСЦИЛЛЯЦИЙ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДРЕВЕСИНЫ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ В РЕЖИМЕ CSM (**Тюрин А.И.**, Коренков В.В., Самодуров А.А., Юнак М.А., Тюрин В.А.) 50

ПРИМЕНЕНИЕ ГИП-ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОРСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ (**Гаранина И.М.**, Леонов В.П., Малинкина Ю.Ю.)..... 51

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СМЕШАННОГО ИНВАРИАНТА 5-ГО ПОРЯДКА НА МАГНИТОСТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА (**Гордей М.М.**, Метлов Л.С.) 52

СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ АНАЛИЗА ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ШЛИФОВ СПЛАВОВ (**Щур Л.Н.**)..... 53

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕССЫ РАСПАДА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ (**Миньков А.Л.**, Пантелеенко Ф.И.)..... 54

ОБЛАСТЬ СУЩЕСТВОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Fe_{13}Ga_{13}$ ПО ДАННЫМ НЕЙТРОННОЙ ТЕРМОДИФРАКТОМЕТРИИ (**Вершинина Т.Н.**,Головин И.С., Балагуров А.М.)..... 55

ДИНАМИЧЕСКАЯ ФАЗОВАЯ ДИАГРАММА ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ РАСТВОРОВ (**Гуськов А.П.**)..... 56

ИССЛЕДОВАНИЕ ГЕТЕРОГЕННОГО ЗАРОЖДЕНИЯ ГРАФИТА НА CaS В РАМКАХ ТЕОРИИ СРЕДНЕГО ПОЛЯ СМАЧИВАНИЯ НА ОСНОВЕ БАЗОВОЙ ПОЛУБЕСКОНЕЧНОЙ МОДЕЛИ ИЗИНГА (**Чикова О.А.**)..... 57

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb-Mo-C РАЗЛИЧНОГО СОСТАВА (**Тлустенко А.С.**, Гнесин И.Б., Прохоров Д.В., Внуков В.И.)..... 58

СПЕЦИАЛЬНЫЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН КАК НОСИТЕЛИ ТЕКСТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ (**Редикульцев А.А.**, Лобанов М.Л., Зорина М.А., Яркова С.В.) 59

ВЫРАЩИВАНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ ОКСИДНЫХ ЭВТЕКТИК МЕТОДОМ EFG (**Тимашов Д.В.**, Стрюков Д.О., Курлов В.Н.) 60

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НЕЕЛЯ ХРОМОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ НЕЙТРОНОВ (**Бобрусова Ю.А.**, Вершинина Т.Н., Сумников С.В., Булаева А.С., Литовченко И.Ю.)..... 61

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ Co, Al И Ti (**Жилина М.А.**, Кочура Е.Г., Королева У.С., Юрченко Н.Ю.)..... 62

ЭТТРИНГИТ И ТАУМАСИТ: МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ — РЕЗУЛЬТАТЫ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ (**Тарарушкин Е.В.**)..... 63

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ И СВОЙСТВА УГЛЕНИКЕЛЕВОГО КОМПОЗИТА (**Атанов Б.И.**) 64

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА СО СЛАБЫМИ ГРАНИЦАМИ (**Ганжа И.А.**)..... 65

МИКРОМАНИПУЛИРОВАНИЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИКРОПИНЦЕТА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ: СОЗДАНИЕ ПОДВЕШЕННЫХ МИКРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ (**Романов С.Р.**, Коледов В.В., Никитин М.В., Орлов А.П., Покровский В.Я., Шеляков А.В., Хачатрян Д.А., Клецов А.В., Погорелов А.К., Иржак А.В.)..... 66

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ФЕРРИТЕ $La_{0.5}Sr_{0.5}FeO_{2.75}$ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ, ИССЛЕДОВАННЫЕ МЕТОДОМ СПЕКТРОСКОПИИ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА (**Ращевская С.М.**, Гавриличева К.А., Баркалов О.И.)..... 67

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ И ПЛАСТИЧНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СВЯЗАННЫЕ С ВЫДЕЛЕНИЯМИ И СЕГРЕГАЦИЯМИ ПРИМЕСЕЙ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН (**Гуткин М.Ю.**, Скиба Н.В., Орлова Т.С.) 68

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В СПЛАВЕ $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ СТАРЕНИЯ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ ОБЛАСТИ ГОМОГЕННОСТИ B2 ФАЗЫ (**Лотков А.И.**, Миронов Ю.П., Круковский К.В., Лаптев Р.С., Реснина Н.Н., Гирсова Н.В.) 69

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti/Nb/Al (**Саламатов В.Г.**, Помогайло С.И.) 70

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МИКРОВОЛНОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ОБРАБОТКИ КВАРЦСОДЕРЖАЩИХ ПОРОД (**Махмудов Х.Ф.**, Кульбеда Д.А.)..... 71

АНАЛИЗ ДИНАМИКИ РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИУРЕТАНОВОГО ЛАКА С ОКСИДОМ ГРАФЕНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С НАНОСЕКУНДНЫМ РАЗРЕШЕНИЕМ (**Кульбеда Д.А.**, Махмудов Х.Ф.)..... 72

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУР ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ТЕКСТУРУ И КИНЕТИКУ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА ИЗ Al–Mg-СПЛАВА (**Пятковский С.А.**, Поспелов Д.И., Болобанова Н.Л., Никифоров А.А) 73

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ЭФФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ КСЕРОГЕЛЕЙ ТЕТРАГОНАЛЬНЫХ И КУБИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ ZrO_2, ДОПИРОВАННОГО ОКСИДАМИ ЛАНТАНОИДОВ (**Ломакина Т.Е.**, Конаков В.Г.) 74

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ “БЕЛЫЙ ЭЛЕКТРОКОРУНД – СЕРЕБРО”, НАНЕСЕННОГО НА МЕДНУЮ ПОДЛОЖКУ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ (**Почетуха В.В.**, Романов Д.А., Громов В.Е.) 75

МНОГОКРАТНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ti-Ni С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ (**Чуракова А.А.**, Воробьёв Е.В., Исхакова Э.И.) 76

О МАССОПЕРЕНОСЕ ПРИ ТОКОВОЙ ПЕРЕГРУЗКЕ В МЕДНОМ ПРОВОДНИКЕ (**Недобитков Ю.А.**) 77

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБСТРУКТУРА ВЫКРУЖКИ ГОЛОВКИ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ (**Шугаев О.В.**, Романов Д.А., Громов В.Е.) 78

МЕХАНИЗМ РАСПАДА ПЛАСТИН ЦЕМЕНТИТА ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ (**Невский С.А.**, Иванов Ю.Ф., Бащенко Л.П., Громов В.Е., Михайлов Д.Д.) 79

МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОНАНОСЛОЙНЫХ ПЛЁНОК $[(CoFeB+SiO_2)+SiO_2]_{50}$ С РАЗНОЙ ТОЛЩИНОЙ СЛОЁВ (**Уткин А.А.**, Котов Л.Н., Холопов С.А., Игнатова В.В., Калинин Ю.Е., Ситников А.В.) 80

МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ТРЕЩИН ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ (**Сугоняко И.С.**, Таров Д.В., Моркина А.Ю., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В.) 81

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ И ТРАНСПОРТНЫХ СВОЙСТВ $(Cd_{0.58}Zn_{0.399}Mn_{0.021})_3As_2$ (**Сайпулаева Л.А.**, Захвалинский В.С., Абдулвагидов Ш.Б., Кочура А.В., Пирмагомедов З.Ш., Залибеков У.З.) 82

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ХРОМА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ОКИСЛЕНИЕ ФЕРРИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ (**Родионова С.Д.**, Деменева Н.В., Орлов В.И., Когтенкова О.А., Матвеев Д.В., Бредихин С.И.) 83

ОБЛУЧЕНИЕ TiO_2 БЫСТРЫМИ ТЯЖЁЛЫМИ ИОНАМИ: МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ (**Землякова М.А.**, Рымжанов Р.А., Щелкачев Н.М., Волков А.Е) 84

ПРИПОВЕРХНОСТНАЯ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АМОРФНЫХ МИКРОПРОВОДАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА ЭФФЕКТ ГИГАНТСКОГО МАГНИТНОГО ИМПЕДАНСА (**Фукс А.А.**, Аксенов О.И., Аронин А.С.) 85

ВЛИЯНИЕ СЕГРЕГАЦИИ БОРА НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН НА СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ (**Богословский Р.А.**, Нарусова Е.Ю., Гетманова М.Е., Ливанова Н.О.) 86

АНОМАЛЬНАЯ САМОДИФФУЗИЯ В РАСПЛАВЕ КАЛЬЦИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ. МОДЕЛИРОВАНИЕ НА ОСНОВЕ ГЛУБОКОГО ОБУЧЕНИЯ (Магницкая М.В., **Коханов В.К.**, Щелкачев Н.М., Полищук И.Я.) 87

МАРТЕНСИТНЫЙ ПЕРЕХОД И СВЕРХПРОВОДИМОСТЬ ФЕРРОПНИКТИДОВ (**Магницкая М.В.**, Каракозов А.Е.) 88

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВЫХ СЛОИСТЫХ ТЕЛЛУРИДОВ $SrRE^{3+}AgTe_3$ (RE^{3+} = Tb, Dy, Ho, Lu, Y) (**Накастоев А.Х.**, Русейкин Д.С., Вайтиева Ю.А., Аксёнов С.М., Жуйков В.М., Русейкина А.В.)..... 89

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОТЖИГА НА МИКРОТВЁРДОСТЬ КРИСТАЛЛОВ ЛАНГАСИТА С ИНДИЕВЫМ ТОКОПРОВОДЯЩИМ ПОКРЫТИЕМ (**Катышкова К.С.**) 90

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ БИКРИСТАЛЛА МОЛИБДЕНА С РАСПЛАВОМ НИКЕЛЯ (**Кийко В.М.**, Сурсаева В.Г.)..... 91

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОСОБЫХ ГРАНИЦ ЗЁРЕН В МОЛИБДЕНЕ (**Сурсаева В. Г.**, Кийко В. М.) 92

МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИТОВ (**Кийко В.М.**) 93

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Nb_3Al (**Кийко В.М.**, Коржов В.П., Давдян Г.С., Колыванов Е.Л., Некрасов А.Н.)..... 94

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КИСЛОРОДА НА БИОСОВМЕСТИМОСТЬ СПЛАВА Ti-15Mo (**Горнакова А.С.**)..... 95

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА: ИЗБЫТОЧНАЯ ЭНТРОПИЯ, ЭНТРОПИЯ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ И ЕЕ КОМПОНЕНТЫ (**Хоник В.А.**, Щербаков С.Л., Гончарова Е.В., Макаров А.С., Кончаков Р.А., Кобелев Н.П.)..... 96

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ФУНКЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ В МАССИВНОМ И ЛЕНТОЧНОМ СОСТОЯНИЯХ (**Хоник В.А.**, Куприянова Е.О., Гончарова Е.В., Кончаков Р.А., Макаров А.С., Кобелев Н.П.)..... 97

ВЛИЯНИЕ ГЛИЦИНА НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА В КИСЛЫХ СРЕДАХ (**Федоров В.А.**, Балыбин Д.В., Плужникова Т.Н.) 98

АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОРРОЗИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ СПЛАВА Al-Mg (**Гасанов М.Ф.**, Шибков А.А., Денисов А.А., Золотов А.Е., Кочегаров С.С.)..... 99

ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕПЛОВОГО ДВИЖЕНИЯ НАНОВКЛЮЧЕНИЯ ЖИДКОГО Pb, СВЯЗАННОГО С ЗАКРЕПЛЕННЫМ СЕГМЕНТОМ ДИСЛОКАЦИИ В Al МАТРИЦЕ, ПОЛУЧЕННЫЕ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР (**Прокофьев С.И.**) 100

ВЛИЯНИЕ ПРИПОВЕРХНОСТНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МИКРОПРОВОДОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА (**Аксенов О.И.**, Фукс А.А., Аронин А.С.) 101

МЕМРИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОЧНЫХ ИНТЕРФЕЙСНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ОКСИДИРОВАННОГО СЕЛЕНИДА СВИНЦА (**Россоленко А.Н.**, Тулина Н.А., Борисенко И.Ю., Иванов А.А., Колесников Н. Н., Шмытько И.М.) 102

РАЗЛИЧИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН И ДВОЙНИКОВ (**Остриков О.М.**) 103

МЕТОДИКА РАСЧЕТА СИЛЫ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ, ДЕЙСТВУЮЩЕЙ НА ДВОЙНИКУЮЩИЕ ДИСЛОКАЦИИ И ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ СУЩЕСТВОВАНИЕ КЛИНОВИДНЫХ ОСТАТОЧНЫХ МИКРО- И НАНОДВОЙНИКОВ (**Остриков О.М.**) 104

ПОСТАНОВКА СТАТИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ ЭЛЕМЕНТА ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПРИВОДА – ФЕРРОМАГНИТНОГО КРИСТАЛЛА Ni_2MnGa С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С ЕДИНИЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ПРОСЛОЙКОЙ, ВОЗВРАЩАЕМОГО В ИСХОДНОЕ СОСТОЯНИЕ ДЕЙСТВИЕМ ПРУЖИНЫ (**Остриков О.М.**, Остриков В.О.) 105

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ (**Чиркова В.В.**, Хименез Ремаче Д.И.) 106

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО СПЛАВА $Co_{67}Si_{12}B_9Fe_7Nb_5$ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ (**Хименез Ремаче Д.И.**, Абросимова Г.Е., Чиркова В.В., Аронин А.С.) 107

ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ОЦЕНКА МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti-4 ВЕС. % Fe ДЛЯ БИОИМПЛАНТОВ (**Давдян Г.С.**, Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Афоникова Н.С., Шайсултанов Д.Г., Дружинин А.В., Храпова Н.Н., Мазилкин А.А., Анисимова Н.Ю.) 108

COMPARATIVE STUDY OF RASHBA SPIN–ORBIT COUPLING–INDUCED INTRABAND OPTICAL ABSORPTION IN TWO-DIMENSIONAL ELECTRON GASES OF InAs AND GaAs QUANTUM WELLS (**Ибаева Р.З.**) 109

МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ $CuInS_2$ (**Abdullayev N.A.**, Qasimoglu I.Q., Jahangirli Z.A., Mamedova I.A.) 110

ПЛАСТИЧНОСТЬ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ $AgSbTe_2$ (**Ragimov S.S.**, Jahangirli Z.A., Hashimova N.N., Abdullayev N.A.) 111

УПРУГИЕ СВОЙСТВА И ПЛАСТИЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ $TlFeS_2$ И $TlFeSe_2$ (**Badalova Z.**, Jahangirli Z.A., Hasanova R.A., Abdullayev Yu.A., Gahramanov S.Sh., Abdullayev N.A.) 112

УПРУГИЕ СВОЙСТВА И ПЛАСТИЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ $CuGaS_2$ (**Mamedova I.A.**, Abdullayev N.A., Qasimoglu I.Q., Hasanova R.A., Jahangirli Z.A.) 113

ДИФФУЗИЯ ПРИМЕСЕЙ В МЕЖСЛОЕВОМ ПРОСТРАНСТВЕ ГРАФИТА: МОДЕЛИРОВАНИЕ НА ОСНОВЕ ГЛУБОКОГО ОБУЧЕНИЯ (Щелкачев Н.М., **Салтыков С.Б.**, Магницкая М.В., Фомин Ю.Д.) 114

МАСШТАБНЫЙ КОЭФФИЦИЕНТ ОТКОЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ (**Молодец А.М.**, Голышев А.А. , Савиных А.С., Гаркушин Г.В.) 115

РАДИАЛЬНЫЙ ОТКОЛ В ТЕКСТУРИРОВАННЫХ МЕДНЫХ ОБРАЗЦАХ (**Молодец А.М.**, Голышев А.А. , Савиных А.С., Гаркушин Г.В., Шилов Г.В., Жидков М.В.) 116

ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ ВОЛЬФРАМОВЫХ ОБРАЗЦОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (**Молодец А.М.**, Голышев А.А., Ким В.В.) 117

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ

Fe-Cr-Co и Fe-Ni (**Блинова Е.Н.**, Либман М.А., Перов Н.С., Сундеев Р.В., Томчук А.А., Шурыгина Н.А.) 118

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СТРУКТУРА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Ni-Mn-In (**Калетина Ю.В.**, Герасимов Е.Г., Калетин А.Ю.) 119

SORET - ЭФФЕКТ В НАСЫЩЕННЫХ ПАРАХ ЖИДКОСТИ (**Шикин В.Б.**) 120

ЭФФЕКТ РЕЛЕЯ-БЕРНАРА В ГАЗООБРАЗНЫХ СРЕДАХ (**Шикин В.Б.**) 121

СТРУКТУРА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ CO-SM ФЕРРОМАГНИТНЫХ ПЛЕНОК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИОННО-МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ (**Ларионов С.А.**, Семин В.О.) 122

ЧАСТОТНЫЕ И ТЕМПЕРАТУРНЫЕ СВОЙСТВА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ КОМПОЗИТНЫХ ПЛЁНОК ($CoFeB+SiO_2$) С РАЗНОЙ СТРУКТУРОЙ НА ПОЛИМЕРНОЙ ПОДЛОЖКЕ (**Ласёк М.П.**, Котов Л.Н., Якимов М.В., Калинин Ю.Е., Ситников А.В.) 123

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ МЕДЬ–НИКЕЛЬ–МАРГАНЕЦ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ (**Рогачев С.О.**, Трошина В.А., Сундеев Р.В., Табачкова Н.Ю.) 124

О ФОРМИРОВАНИИ ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА КАЛЬЦИЯ В АЛЮМИНИИ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ (**Рогачев С.О.**, Чернышихин С.В., Баженов В.Е., Федоренко Л.В., Статник Е.С., Табачкова Н.Ю.) 125

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ $BiFe_{1-x}Co_xO_3$ (**Ивахненко Н.Н.**, Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н., Пушенко Е.И.,Бадекин М.Ю., Сычева В.Я., Зубков В.А.) 126

ВЛИЯНИЕ МЕЖПРОХОДНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ В ХОДЕ ПРЯМОГО ДУГОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ (**Корчмарчик С.О.**, Астахов И.И., Насоновский К.С., Климова М.В.) 127

IMPEDANCE-FREQUENCY PROPERTIES AND X-RAY PHOTOELECTRON SPECTRA OF TOURMALINE IN THE 300-630 K (**Королев Р.И.**, Котов Л.Н., Донг Ф., Лебедев С.В., Королёва А.В., Котова Е.Л., Вэй Ч.) 128

ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫЙ ПЕРЕПЛАВ КАК ФАКТОР ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ КОВАНЫХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ ИЗ СТАЛИ 38ХН3МА (**Криворучко Ю.И.**, Козырев Н.А., Ливанова О.В., Бекин Е.Д.) 129

МОДИФИЦИРОВАНИЕ АЛМАЗНЫХ МИКРОПОРОШКОВ КРЕМНИЕМ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СВЕРХТВЕРДЫХ КОМПОЗИТОВ С ДОБАВКАМИ КНБ (**Парницкий А.М.**, Мельник Ю.А.) 130

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ НА ОСНОВЕ Cu-Sn ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ Nb_3Sn СВЕРХПРОВОДНИКОВ МЕТОДОМ «ПОРОШОК В ТРУБЕ» (**Соболева Т.Ю.**, Цаплева А.С., Крылова М.В, Никулин С.А.) 131

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb-Mo-C ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ (**Гнесин И.Б.**, Тлустенко А.С., Прохоров Д.В., Внуков В.И.) 132

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ИЗНАЧАЛЬНО АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Zr-Cu-Co-Al В ХОДЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (**Страумал П.Б.**, Горнакова А.С., Лукьянова Е.А., Рыбальченко О.В.) 133

ОЦЕНКА ЛУЧЕВОЙ ПРОЧНОСТИ ОКСИДА ГАЛЛИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ОДИНОЧНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ (**Галимуллин Т.И.**, Кузьмин Р.А., Долгополов А.Д., Панов Д.Ю.) 134

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ С УЛЬТРАЗВУКОМ (Стародубова М.С., Беляев С.П., Рубаник В.В.мл., Реснина Н.Н., Рубаник В.В.) 135

ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА РАЗМЕР ЗЕРНА В ЦИНКЕ, ПОДВЕРГНУТОМ РКУП (**Трофимова М.Е.**, Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл, Беляев С.П., Рубаник В.В., Драбо Д.П., Данилов Д.В.) 136

ВЛИЯНИЯ ЭНТРОПИИ СМЕШЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ИЗБЫТКОМ МЕДИ (**Реутская А.А.**, Реснина Н.Н., Беляев С.П., Базлов А.И.) 137

СТРУКТУРА СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Co-Si-Ti-Al, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ДУГОВОЙ ПЛАВКИ (**Юшков А.А.**, Давыдов Д.И., Ежов И.В., Юрьева А.К., Линцев М.В., Хлебникова Ю.В.) 138

ИМПЕДАНСНО-ЧАСТОТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ ПЛЁНОК ($CoFeB+SiO_2$) НА ПОЛИМЕРНОЙ ПОДЛОЖКЕ С РАЗНЫМ СОСТАВОМ И СТРУКТУРОЙ В ИНТЕРВАЛЕ 100-600 К (**Ласёк М.П.**, Тимушев А.В., Котов Л.Н., Королёв Р.И., Калинин Ю.Е., Ситников А.В.) 139

СИММЕТРИЙНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В КУБИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА (**Головчан А.В.**, Пилипенко Е.А., Завортнев Ю.Д., Гладилин О.А.) 140

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ЧАРОИТА (**Колыванов Е.Л.**, Ионов А.М., Матасов М.Д.) 141

МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Al, Co и Cu С РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИЕЙ ОБРАЗЦОВ И СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ (**Федоров В.А.**, Березнер А.Д., Перов Н.С., Григорьев Г.В.) 142

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ЗАДАННОЙ ВНУТРЕННЕЙ АРХИТЕКТУРОЙ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb (**Шереметьев В.А.**, Лезин В.Д., Лукашевич К.Е., Творогов А.И., Востриков Н.Ф., Цветкова Е.С.) 143

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕРВАННОЙ ЗАКАЛКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КРЕМНИЯ ПРИ Q&P ОБРАБОТКЕ (**Ткачёва Ю.И.**, Ткачёв Е.С., Борисов С.И.) 144

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Cu/Co НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ПРОИЗВОДСТВО РАБОТЫ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co (**Голубев Г.А.**, Сибирев А. В., Беляев С. П., Реснина Н. Н., Базлов А. И.) ... 145

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ti–Fe ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ (**Мазилкин А.А.**, Страумал Б.Б., Горнакова А.С., Давдян Г.С., Кильмаметов А.Р., Иванисенко Ю.) 146

ГАЗОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ОКСИДА ВАНАДЯ ДЛЯ ДЕТЕКТИРОВАНИЯ ВОДОРОДА (**Матасов М.Д.**, Ионов А.М., Мазилкин А.А., Протасова С.Г. Матюшин Н.А., Бармин А.А.) 147

ИССЛЕДОВАНИЕ БИОАКТИВНЫХ СВОЙСТВ ПОРИСТЫХ СКАФФОЛДОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА ВТ6 (**Новрузов К.М.**, Еникеев Н.А., Рыжкин А.А., Капустин А.В., Анисимова Н.Ю., Корнюшенков Е.А., Гаранин Д.В., Баулин Н.С., Киселевский М.В.)..... 148

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА СТАБИЛЬНОСТЬ И ЭЛЕКТРОННУЮ СТРУКТУРУ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ $(Cd_{1-x}Zn_x)_3As_2$ (**Сайпулаева Л.А.**, Захвалинский В.С., Алибеков А.Г., Кочура А.В., Пирмагомедов З.Ш., Маренкин С.Ф.) 149

THEORETICAL STUDY OF THE ELECTRICAL PROPERTIES OF Eu-DOPED Y_2O_3 NANOSTRUCTURES AND THEIR POLYMER COMPOSITES (**Сулейманова Н.Я.**) 150

PREPARATION, OPTICAL AND ELECTRONIC TRANSPORT PROPERTIES OF Al DOPED TlGaSe2 LAYERED SEMICONDUCTORS (**Aliyeva V.B.**) 151

HIGH PRESSURE DFT STUDY OF THE STRUCTURAL, ELASTIC, VIBRATIONAL AND OPTOELECTRONIC PROPERTIES OF $TlGaSe_2$ CRYSTALS (**Aliyeva V.B.**, Jahangirli Z.A., Ismayilova N.A., Jabarov S.H., Seyidov MirHasan Yu., Mammadov T.G.) 152

УСИЛЕНИЕ СТАТИСТИКИ МИКРОСТРУКТУР ТВЁРДОГО СПЛАВА WC-Co С ПОМОЩЬЮ ГЕНЕРАТИВНЫХ СЕТЕЙ (**Каграманян Д.**) 153

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

- **Abdullayev N. A.** — стр. 110
- **Aliyeva V. B.** – стр. 151, 152
- **Badalova Z.** — стр. 112
- **Mamedova I. A.** — стр. 113
- **Ragimov S. S.** — стр. 111
- **Абросимова Г. Е.** — стр. 16
- **Ажгалиева А. С.** — стр. 40
- **Акимочкина Г. В.** — стр. 42
- **Аксенов О. И.** — стр. 101
- **Аникеев С. Г.** — стр. 21
- **Анисимова Н. Ю.** — стр. 12
- **Аронин А. С.** — стр. 7
- **Артюхова Н. В.** — стр. 22
- **Астафурова Е. Г.** — стр. 8
- **Атанов Б. И.** — стр. 64
- **Баранова А. П.** — стр. 28
- **Беляев С. П.** — стр. 6
- **Блинов З. Н.** — стр. 23
- **Блинова Е. Н.** — стр. 118
- **Бобрусова Ю. А.** — стр. 61
- **Богословский Р. А.** — стр. 86
- **Вершинина Т. Н.** — стр. 55
- **Гаврилюк С. И.** — стр. 25
- **Галимуллин Т. И.** — стр. 134
- **Гангало А. Н.** — стр. 49
- **Ганжа И. А.** — стр. 65
- **Гаранина И. М.** — стр. 51
- **Гасанов М. Ф.** — стр. 99
- **Гладилин О. А.** — стр. 33
- **Гнесин И. Б.** — стр. 132
- **Головчан А. В.** — стр. 26, 140
- **Голубев Г. А.** — стр. 145
- **Гордей М. М.** — стр. 52
- **Горнакова А. С.** — стр. 95
- **Гуськов А. П.** — стр. 56
- **Гуткин М. Ю.** — стр. 68
- **Давдян Г. С.** — стр. 108
- **Данилова Л. В.** — стр. 38
- **Долганова И. Н.** — стр. 35
- **Дорогов М. В.** — стр. 41
- **Дубинский С. М.** — стр. 17
- **Жилина М. А.** — стр. 62
- **Заворотнев Ю. Д.** — стр. 27
- **Землякова М. А.** — стр. 43, 84
- **Ибаева Р. З.** — стр. 109
- **Ивахненко Н. Н.** — стр. 126
- **Каграманян Д.** — стр. 153
- **Калетина Ю. В.** — стр. 119
- **Катышкова К. С.** — стр. 90
- **Кийко В. М.** — стр. 91, 93, 94
- **Киселевский М. В.** — стр. 9
- **Коледов В. В.** — стр. 13
- **Колыванов Е. Л.** — стр. 141
- **Королев Р. И.** — стр. 128
- **Корчагин А. В.** — стр. 44
- **Корчмарчик С. О.** — стр. 127
- **Криворучко Ю. И.** — стр. 129
- **Кульбеда Д. А.** — стр. 72
- **Ларионов С. А.** — стр. 122
- **Ласёк М. П.** — стр. 123, 139
- **Ломакина Т. Е.** — стр. 74
- **Лотков А. И.** — стр. 69
- **Магницкая М. В.** — стр. 87, 88
- **Мазилкин А. А.** — стр. 146
- **Малашенко В. В.** — стр. 15
- **Матасов М. Д.** — стр. 147
- **Махмудов Х. Ф.** — стр. 71
- **Метлов Л. С.** — стр. 34
- **Миньков А. Л.** — стр. 54
- **Молодец А. М.** — стр. 115, 116, 117
- **Накастоев А. Х.** — стр. 89
- **Невский С. А.** — стр. 79
- **Недобитков Ю. А.** — стр. 77
- **Новрузов К. М.** — стр. 148
- **Окишев К. Ю.** — стр. 45
- **Остриков О. М.** — стр. 103, 104, 105
- **Парницкий А. М.** — стр. 130
- **Петров Д. А.** — стр. 47
- **Почетуха В. В.** — стр. 75
- **Прокофьев С. И.** — стр. 100
- **Пятковский С. А.** — стр. 73
- **Разоренов С. В.** — стр. 19
- **Разумовский М. И.** — стр. 18
- **Ращевская С. М.** — стр. 67
- **Редикульцев А. А.** — стр. 59
- **Реснина Н. Н.** — стр. 10
- **Реутская А. А.** — стр. 137
- **Рогачев С. О.** — стр. 124, 125
- **Родионова С. Д.** — стр. 83
- **Романов С. Р.** — стр. 66
- **Россоленко А. Н.** — стр. 102
- **Садыкова Ю. А.** — стр. 30
- **Сайпулаева Л. А.** — стр. 82, 149

- **Саламатов В. Г.** — стр. 70
- **Свиридова Е. А.** — стр. 32
- **Седых В. Д.** — стр. 24
- **Соболева Т. Ю.** — стр. 131
- **Стародубова М. С.** — стр. 135
- **Страумал Б. Б.** — стр. 11
- **Страумал П. Б.** — стр. 133
- **Страхов О. В.** — стр. 31
- **Сугоняко И. С.** — стр. 81
- **Сулейманова Н. Я.** — стр. 150
- **Сундеев Р. В.** — стр. 14
- **Сурсаева В. Г.** — стр. 92
- **Тарарушкин Е. В.** — стр. 63
- **Тимашов Д. В.** — стр. 60
- **Ткачёв Е. С.** — стр. 37
- **Ткачёва Ю. И.** — стр. 144
- **Тлустенко А. С.** — стр. 58
- **Трофимова М. Е.** — стр. 136
- **Тюрин А. И.** — стр. 50
- **Уйи Д. О.** — стр. 46
- **Уткин А. А.** — стр. 80
- **Федоров В. А.** — стр. 98, 142
- **Филиппова В. П.** — стр. 29
- **фон Гратовски С. В.** — стр. 48
- **Фукс А. А.** — стр. 85
- **Хименез Ремаче Д. И.** — стр. 107
- **Хоник В. А.** — стр. 36, 96, 97
- **Чикова О. А.** — стр. 57
- **Чиркова В. В.** — стр. 106
- **Чуракова А. А.** — стр. 76
- **Шереметьев В. А.** — стр. 143
- **Шикин В. Б.** — стр. 120, 121
- **Шугаев О. В.** — стр. 78
- **Щелкачев Н. М.** — стр. 114
- **Щербаков А. А.** — стр. 20
- **Щур Л. Н.** — стр. 53
- **Юшков А. А.** — стр. 138
- **Яшарова Е. В.** — стр. 39

Научное издание

Сборник тезисов XIV Международной конференции ФППК-2026 «Фазовые превращения и прочность кристаллов» памяти академика Г.В. Курдюмова

Публикуется в авторской редакции

ISBN 978-5-6053681-3-7