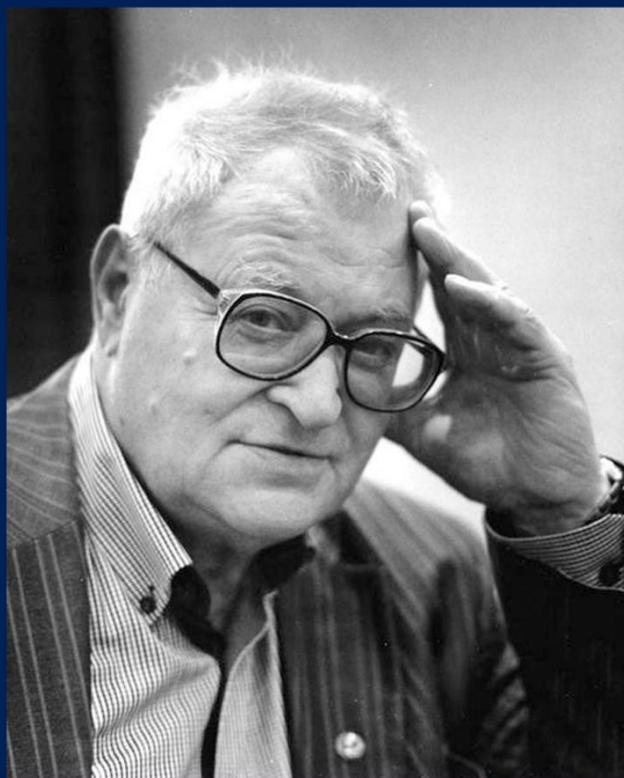


ФГБОУ ВО "Уральский государственный горный университет"
Уральское отделение РАН
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН
Межгосударственный координационный совет по физике
прочности и пластичности материалов



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

LXIX Международной конференции
«Актуальные проблемы прочности»
памяти академика В.М. Счастливецва
15 – 19 июня 2026 года
Екатеринбург, Россия

Екатеринбург
2026

СПОНСОР

SIAMS  [®]

Автоматизация микроструктурных исследований

Компания SIAMS (ООО «СИАМС»)

info@siams.com siams.com

+7 (343) 379 00 34

Екатеринбург, Коминтерна, 16,
офис 604



ФГБОУ ВО "Уральский государственный горный университет"
Уральское отделение Российской академии наук
Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН
Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

LXIX Международной конференции
«Актуальные проблемы прочности»
памяти академика В.М. Счастливецова
15 – 19 июня 2026 года
Екатеринбург, Россия

Екатеринбург 2026

УДК 539.4

Ответственные редакторы:

Зайцев Дмитрий Викторович, д.ф.-м.н., зав. кафедрой физики УГГУ

Печатается по решению Учебно-методического совета
Уральского государственного горного университета.

Актуальные проблемы прочности: Сборник тезисов LXIX Международной конференции памяти академика В.М. Счастливцева (г. Екатеринбург, 15 июня 2026 г.) / отв. редактор Д.В. Зайцев. – Екатеринбург: Изд-во УГГУ, 2026. – 180 с.

В сборнике тезисов представлены результаты исследований, представленные на LXIX Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» памяти академика В.М. Счастливцева специалистами в области прочности и пластичности из России и ближнего зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов и конструкций; связи прочности со структурой металлов, аморфных, керамических, композиционных, полимерных, материалов природного происхождения и других перспективных материалов. Предназначен для специалистов в области металлофизики, материаловедения, прочности и разрушения материалов, а также для студентов и аспирантов соответствующих специальностей. Статьи опубликованы в авторской редакции. Оргкомитет не несет ответственности за содержание опубликованных материалов.

© Уральский государственный горный университет, 2026

© Авторы, поштатейно, 2026

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Председатель

Макаров А.В., д.т.н., академик РАН (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург).

Заместитель председателя

Зайцев Д.В., д.ф.-м.н. (УГГУ, г. Екатеринбург). zaytsev@m.ursmu.ru

Учёный секретарь

Куклина А.А., к.т.н. (УГГУ, г. Екатеринбург).

Состав

Астафурова Е.Г., д.ф.-м.н. (ИФПМ СО РАН, г. Томск);

Батаев А.А., д.т.н. (НГТУ НЭТИ, г. Новосибирск);

Валиев Р.З., д.ф.-м.н. (УУНиТ, г. Уфа);

Гладковский С.В., д.т.н. (ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Григорьев С.С., д.м.н. (УГМУ, г. Екатеринбург);

Гуткин М.Ю., д.ф.-м.н. (ИПМаш РАН, г. Санкт-Петербург);

Жабко А.В., д.т.н. (УГГУ, г. Екатеринбург);

Зельдович В.И., д.ф.-м.н. (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Калетина Ю.В., д.т.н. (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Майер А.Е., д.ф.-м.н. (ЧелГУ, г. Челябинск);

Мерсон Д.Л., д.ф.-м.н. (ТГУ, г. Тольятти);

Мионов С.Ю., д.ф.-м.н. (НИУ БелГУ, г. Белгород);

Пантелеев И.А., д.ф.-м.н. (ПФИЦ УрО РАН, г. Пермь);

Пилюгин В.П., к.ф.-м.н. (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Попов А.А., д.т.н. (УрФУ, г. Екатеринбург);

Пушин В.Г., д.ф.-м.н. (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Пышминцев И.Ю., д.т.н. (ПАО «ТМК», г. Москва);

Ремпель А.А., д.ф.-м.н., академик РАН (ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Рубаник В.В., д.т.н., член – корреспондент НАН Беларуси (ИТА НАН, г. Витебск);

Рыльцев Р.Е., д.ф.-м.н. (ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Смирнов Л.А., д.т.н., академик РАН (ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Смирнов С.В., д.т.н., член - корреспондент РАН (ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Соловьева Ю.В., д.ф.-м.н. (ТГАСУ, г. Томск);

Сундеев Р.В., д.ф.-м.н. (ЦНИИ Чермет, г. Москва);

Харанжевский Е.В., д.т.н. (УдГУ, Ижевск);

Хлебникова Ю.В., к.т.н. (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург);

Яковлева И.Л., д.т.н. (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург).

СОДЕРЖАНИЕ

Секция 1 «Физика прочности и пластичности»	11
<i>А.А. Алексеев, А.Г. Колмаков</i> Кинетика низкотемпературного распада мартенсита среднеуглеродистой стали при длительном хранении деталей дизельного двигателя.....	11
<i>А.Р. Арутюнян, А.В. Варданян, Е.Г. Земцова</i> Исследование механических свойств сверхвысокомолекулярного полиэтилена после старения.....	12
<i>М.В. Юмашев, Т.А. Картвелишвили, И.М. Афанасьев</i> Обратная задача теплопроводности при радиационном воздействии на мерзлый грунт.....	14
<i>Е.Н. Блинова, В.Д. Воронов, М.А. Либман, В.Н. Петровский, Н.А. Шурыгина</i> Получение однородного высокопрочного аустенита в композитном материале на основе сплава Х18Н10Т методом непрерывного лазерного воздействия.....	15
<i>Р.З. Валиев</i> Сверхпрочность и пластичность ультрамелкозернистых материалов - пути достижения и инновационные применения.....	17
<i>А.М. Власова</i> Деформация как стохастический процесс.....	18
<i>К.В. Кукуджанов, С.В. Дмитриев, И.А. Шепелев, А.И. Габдуллахатов</i> Влияние импульсов тока высокой плотности на пластическую деформацию стального прутка.....	19
<i>Ю.В. Осинская, С.Г. Магамедова, М.А. Еремеева</i> Зависимость величины магнитопластического эффекта от формы импульсного магнитного поля при старении сплава Al-Li.....	21
<i>Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко</i> Исследование макролокализации пластической деформации металлов в разных условиях динамического нагружения методом многоуровневого моделирования.....	22
<i>А.С. Луговская, А.Э. Федосеева</i> Анализ покрытий на основе оксида циркония для повышения эксплуатационных свойств высокохромистой стали типа Р911.....	24
<i>Д.В. Лычагин, Л.Л. Лычагина</i> Структурная эволюция в подповерхностных слоях ГЦК монокристаллов при трении: эксперимент и моделирование.....	26
<i>А.Е. Медведев, М.Ю. Мурашкин</i> Рационализация химического состава сплавов системы Al-Fe для изготовления конкурентноспособных токопроводящих проволок.....	28
<i>Ю.В. Осинская, Д.Р. Нуретдинова</i> Влияние амплитуды напряженности импульсного магнитного поля на микротвердость и параметры тонкой структуры состаренного алюминиевого сплава В95пч.....	29
<i>А.Г. Пенкин, И.О. Банных, А.Г. Колмаков, В.И. Антипов, Н.А. Минина, Ю.Э. Мухина</i> Комплексное исследование физико-механических свойств и акустико-эмиссионных характеристик никелевого сплава ХН67МВТЮ (ЭП202) в условиях статического растяжения.....	31
<i>В.П. Пилюгин, Т.П. Толмачёв, А.М. Пацелов, Д.А. Сосян, Д.И. Мелкозёров, К.А. Постовалова</i> Особенности структурной фрагментации и упрочнение тугоплавких металлов при холодной деформации под давлением.....	33
<i>А.А. Попов, А.Е. Майер</i> Дислокационно-стимулированный рост нанопор в металлах при динамическом растяжении: параметрический анализ.....	35
<i>С.О. Рогачев, А.В. Моляров</i> Вариативность значений ударной вязкости трубного проката из стали 09Г2С.....	36
<i>С.О. Рогачев, А.Е. Шелест, В.А. Андреев, Д.В. Тен</i> Влияние роликоправильной обработки на механические свойства и характер кривых течения сплавов на основе циркония и титана.....	37

<i>В.В. Родаев, А.О. Жигачев, А.И. Тюрин, В.А. Тюрин, Т.С. Пирожкова</i> Повышение прочности льда за счет введения в его структуру макромолекул полимера.....	38
<i>Р.Р. Саитова, А.Р. Арутюнян</i> Моделирование высокотемпературной ползучести металлов при внешних воздействиях.....	40
<i>И.С. Сугоняко, Д.В. Таров, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев</i> Механические свойства пластин из стали 09Г2с после залечивания трещин током.....	41
<i>В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, Д.В. Балыбин, В.М. Тютюнник, С.Н. Плужников</i> Механическое поведение аморфных сплавов на основе кобальта после воздействия щелочных сред.....	42
<i>А.Э. Федосеева</i> Влияние температуры закалки на сопротивление ползучести 9% Cr стали с высоким содержанием азота.....	44
<i>Д.Н. Черепанов</i> Моделирование влияния кинетики винтовых дислокаций на интенсивность генерации точечных дефектов.....	46
<i>Ю.П. Шаркеев, А.Ю. Ерошенко, Е.В. Легостаева, И.А. Глухов, А.И. Толмачев, П.В. Уваркин, В.П. Кузнецов</i> Деформационное поведение и микроструктура биосовместимого сплава системы Ti-Nb-Zr с утрамелкозернистой структурой при квазистатическом растяжении.....	48
<i>К.И. Перескокова, Д.В. Зайцев, А.А. Куклина</i> Физические механизмы разрушения алюминиевых сплавов при жидкометаллическом охрупчивании.....	49
<i>У.А. Кукарская, И.М. Подсекина, А.А. Куклина, К.И. Перескокова, М.Е. Меженев, Д.В. Зайцев</i> Механические свойства керамометаллического композита на основе алюминия...	51
Секция 2 «Физическое материаловедение»	52
<i>Д.Н. Абдуллина, И.В. Хомская, С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных</i> Структура и свойства сплавов меди при ударно-волновых воздействиях.....	52
<i>С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко, Н.А. Полехина, А.В. Ким, В.В. Осипова, В.М. Чернов</i> Особенности микроструктуры и механических свойств малоактивируемой аустенитной стали с повышенным содержанием кремния после термомеханических обработок.....	53
<i>А.Ю. Волков, П.О. Подгорбунская</i> Структура и свойства эквиатомного сплава CuAu, упорядоченного в поле внешних сил.....	55
<i>Е.Г. Волкова, А.В. Макаров, С.В. Афанасьев, А.И. Валиуллин, А.А. Вопнерук, И.С. Бахтеев</i> Сварные соединения сплава системы Al-Mg-Si, структура и свойства.....	56
<i>А.А. Елисеев</i> Влияние тока пучка на электронно-лучевую наплавку алюминиевой бронзы на сталь.....	56
<i>Н.В. Землякова, С.О. Рогачев</i> Формирование наноструктуры в полиэдрах при равноканальном угловом прессовании.....	57
<i>Н.М. Кащенко, М.А. Ботов, В.Г. Чащина</i> Зависимость температуры Ms от концентрации 3d легирующих элементов при β - α мартенситном превращении в сплавах на основе титана	59
<i>Р.С. Коньшин, Е.В. Харанжевский, А.Р. Газизянова, А.В. Тюкалов</i> Оборудование и методика для короткоимпульсной плазменно-электрохимической обработки поверхности металлов и сплавов.....	61
<i>П.В. Космачев, В.Ш. Зыонг, С.В. Панин</i> Плазменная обработка армирующих волокон при изготовлении слоистых полимерных композитов.....	63
<i>П.В. Космачев, А.В. Тяжев, Д.Ю. Степанов и др.</i> Рентгенографические исследования слоистых полимерных композитов с применением алгоритмов постобработки изображений.....	65

<i>А.О. Курьшев, И.Г. Бродова, И.Г. Ширинкина, В.В. Астафьев, В.В. Макаров, В.М. Семенчук, Ю.В. Кушнарев</i> Исследование структуры деталей из алюминиевого сплава никалин, полученных методом аддитивного электродугового выращивания.....	66
<i>Д.Л. Мерсон, А.В. Данюк, Е.Д. Мерсон, А.И. Брилевский</i> Анизотропия механических и коррозионных свойств магниевых сплавов.....	68
<i>С.Ю. Миронов, И.А. Шишов</i> Микроструктурные аспекты сварки трением с перемешиванием.....	69
<i>S.I. Borisov, P.D. Dolzhenko, I.S. Nikitin, A.A. Kalinenko, I.S. Zuiko, S.Yu. Mironov</i> A two-step approach for differentiating δ -ferrite and martensite in steels using EBSD.....	70
<i>А.В. Никоненко, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко</i> Формирование градиентной структуры в сплаве Vt1-0 путем имплантации ионами никеля.....	71
<i>А.А. Редиккульцев, М. Л. Лобанов, М. А. Зорина</i> Текстурированная наследственность в металлах с различными типами структурных и фазовых превращений.....	73
<i>Г.Ф. Сарафанов</i> Нелинейная модель формирования ячеистых структур с субграницами в моно- и поликристаллах.....	75
<i>Н.Н. Соболева, А.В. Березовский, Н.А. Давыдова, И.С. Бахтеев</i> Применение новых азотсодержащих порошковых проволок для лазерной наплавки.....	77
<i>Т.П. Толмачёв</i> Кинетика деформационного растворения и фрактография в неравновесных сплавах Cu-Co	77
<i>Е.В. Харанжевский, А.В. Макаров, А.С. Широбокова</i> Структурные аспекты перехода к сверхнизкому трению и износу стали с оксидно-керамическими покрытиями.....	78
<i>И.В. Хомская, Д.Н. Абдуллина, С.В. Разоренов, Л.А. Елишина, Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных</i> Структура и динамическая прочность сплавов и композитов на основе меди.....	79
<i>А.А. Чуракова, Э.И. Исхакова, Е.В. Воробьев</i> Особенности коррозионного поведения сплавов TiNi различного фазового состава.....	81
<i>А.А. Чуракова, Э.И. Исхакова, Е.В. Воробьев</i> Эволюция микроструктуры и функциональных характеристик сплава $\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$ при мартенситных превращениях.....	83
<i>Ю.С. Нечаев, Н.А. Шурыгина, В.П. Филиппова</i> О состоянии и диффузионном перераспределении углерода в сталях при речном мартенситном превращении.....	85
<i>С.В. Яркова, М.А. Зорина, В.Ю. Ярков, М.Л. Лобанов</i> Эволюция микроструктуры и кристаллографической текстуры IF-стали в полном цикле листового проката.....	86
Секция 3 «Физическая механика материалов»	89
<i>В.Р. Балохонов, Р.Р. Балохонов, В.А. Романова, Е.С. Марченко</i> Моделирование упругопластической деформации с учетом фазовых превращений и разрушения в поликристаллическом композите «никелид титана – двухслойное покрытие».....	89
<i>Д.Д. Гатиятуллина, А.В. Землянов, В.Р. Балохонов, И.Р. Бэицких, Е.Д. Мочалова</i> Исследование влияния объемной доли частиц на деформационное поведение и характер разрушения металлокерамических композитов.....	91
<i>Д.Д. Гатиятуллина, А.В. Землянов, Р.Р. Балохонов</i> Эволюция остаточных напряжений в металлокерамических композитах при термомеханическом нагружении.....	93
<i>Д.Д. Гатиятуллина, А.В. Землянов, Р.Р. Балохонов</i> Особенности деформирования и разрушения металлокерамических композиционных материалов.....	93
<i>А.Л. Колесникова, Nguyen Van Tuyen, М.Ю. Гуткин, А.Е. Романов</i> Поля напряжений, энергии и взаимодействие осесимметричных включений в нанопроволоках.....	94

<i>Е.М. Дымнич, Р.Р. Балохонов, В.С. Шахиджанов, В.Р.Балохонов, В.А. Романова</i> Влияние микроструктуры и термических остаточных напряжений на деформационный отклик в сплаве AlSi10Mg, полученном методом селективного лазерного сплавления.....	95
<i>Е.Д. Мочалова, И.Р. Бжицких, А.В. Землянов, Е.М. Дымнич, Д.Д. Гатиятуллина</i> Моделирование частиц кремния, наблюдаемых в эвтектике аддитивно изготовленного сплава Al-Si12.....	97
<i>В.С. Красников, Ф.Т. Латыпов, Д.С. Воронин, А.Е. Майер</i> Молекулярно-динамическое исследование влияния пористости на механическое поведение поликристаллического титана.....	99
<i>В.С. Красников, К.Д. Манухина, Ф.Т. Латыпов, Д.С. Воронин, А.Е. Майер</i> Активация пластической релаксации и разрушения на границах зерен в алюминии: атомистическое исследование, машинное обучение и континуальная механика.....	101
<i>Э.Б. Завойчинская, Г.Е. Лавриков</i> Применение метода измерений микротвердости в моделировании многомасштабного хрупкого разрушения при блочных режимах многоциклового нагружения конструкционных материалов.....	101
<i>А.Е. Майер</i> Динамическая пластичность алюминия 7075: поход обобщенных дефектов и нейросетевая модель.....	103
<i>П.Н. Майер, А.Е. Майер, Е.С. Родионов</i> Моделирование резания металлов на основе физически обоснованных моделей пластичности и разрушения.....	104
<i>А.В. Землянов, Д.Д. Гатиятуллина, В.Е. Мухин, И.Р. Бжицких, Е.Д. Мочалова</i> Особенности локализации деформации и разрушения в металлокерамических композитах	106
<i>В.Е. Мухин, М. Писарев, В.Р. Балохонов, В.А. Романова</i> Анизотропия упругих свойств ГЦК-металлов, изготовленных методом селективного лазерного сплавления.....	107
<i>Д.А. Петров, М.Ю. Гуткин, С.А. Красницкий, А.Л. Колесникова, А.Е. Романов</i> Оценка критических параметров релаксации напряжений несоответствия в наноструктурах.....	108
<i>М. Писарев, В.Е. Мухин, В.Р. Балохонов, В.А. Романова</i> Влияние иерархической структуры на формирование деформационного рельефа в образцах аддитивно изготовленной нержавеющей стали 316L.....	110
<i>И.Р. Бжицких, Е.Д. Мочалова, А.В. Землянов, Д.Д. Гатиятуллина, М. Писарев</i> Создание моделей дендритов алюминия, формирующихся при электронно-лучевой печати сплава Al-Si12.....	111
<i>Н.С. Селютина, Ю.В. Петров</i> От стабилизации петли гистерезиса к единой усталостной кривой: релаксационно-кинетический подход (на примере стали 45).....	113
<i>Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных, И.А. Черепанов, В.Е. Брейкина, С.В. Разоренов, Е.В. Найденкин, И.П. Мишин</i> Влияние термообработки на динамический предел упругости и откольную прочность титанового сплава ВТ16.....	114
<i>Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных, И.А. Черепанов, В.Е. Брейкина, С.В. Разоренов</i> Влияние температуры на динамический предел упругости и откольную прочность титановых сплавов системы Ti-Al-Mo-V.....	115
<i>А.А. Куклина, М.В. Майсурадзе, А.И. Гореев</i> Взаимосвязь микроструктуры и свойств в стали 20Х2Г2СНМА при непрерывном охлаждении.....	116
Секция 4 «Металлургия и химия материалов»	119
<i>Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова, Е.В. Стерхов, И.В. Евдокимов, Е.А. Костик</i> Сравнительный анализ влияния замещения в А и/или В-подрешетках на физико-химические свойства NdMnO ₃	119
<i>Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова, А.В. Фетисов, Е.В. Стерхов, И.В. Евдокимов, Е.А. Костик, С.Г. Титова</i> Влияние условий синтеза на физико-химические свойства двойного перовскита La ₂ MnCoO ₆	120

<i>В.М. Семенчук, Е.А. Сидоров, А.В. Еремин, И.А. Куренбин, А.Г. Петраков, А.В. Чумаевский</i> Влияние фрикционной перемешивающей обработки на механические свойства композиционных материалов БрАМц9-2 + 10% Ni И БрАМц9-2 + 10% 06X19H9T	121
<i>В.М. Семенчук, Н.В. Семенчук, А.В. Чумаевский</i> Коррозионное поведение бронзы БрАМц9-2, полученной методами аддитивного производства при различном тепловложении.....	123
Секция 5 «Методы изучения структуры и свойств материалов, включая методы неразрушающего контроля»	125
<i>С.А. Баранникова, П.В. Лаврентьева</i> Влияние температуры на накопление повреждаемости деформируемых металлов по акустическим параметрам.....	127
<i>С.Н. Мозговых, П.О. Сырова, В.М. Кипяткова, Н.В. Селезнева</i> Анизотропное тепловое расширение в замещенных соединениях на основе Fe ₇ Se ₈	126
<i>Д.С. Рошка, О.О. Хамисов, И.В. Сергеев</i> Калибровка измерительной системы на основе волоконных Брэгговских решеток (ВБР) для получения значений деформаций и температур в криогенных условиях.....	128
<i>П.Е. Сизин</i> Оценка концентрации трещин или пор в материалах или горных породах по их электрической проводимости.....	129
<i>А.И. Тюрин, В.В. Коренков, А.А. Самодуров, М.А. Юнак, В.А. Тюрин, В.В. Родаев</i> Методы наноиндентирования и скретч-теста для мультимасштабных исследований структуры и физико-механических свойств высокоупорядоченных природных биоматериалов на примере древесины хвойных и лиственных пород.....	130
<i>А.И. Фатхуллин, А.Е. Майер</i> Применение сверточных нейронных сетей для анализа микроструктуры алюминия.....	132
<i>Е.В. Черняева, А.Е. Волков, Н.А. Казаринов, Н.А. Волкова</i> Статистические характеристики сигналов акустической эмиссии при индентировании образцов FeMnSi...	133
<i>Б.А. Зимин, Ю.В. Судьенков, С.А. Чертищева</i> Оптоакустический спектральный анализ процесса повреждаемости конструкционных материалов.....	135
<i>Е.А. Путилова, К.Д. Малыгина</i> Магнитная структуроскопия как способ оценки изменения структуры и фазового состава многокомпонентного сплава системы CoCrFeNiAl(x).....	137
Секция 6 «Моделирование структуры и свойств конструкционных материалов»	139
<i>Л.Р. Ахметшин</i> Влияние внутреннего преобразования метаматериала на его свойства....	139
<i>Д.Е. Бесчеров, А.В. Будников, М.Н. Ереев, В.В. Лебедев, А.С. Марков, В.А. Панов</i> Методология численного моделирования термоусталости в конструкционных материалах оборудования РУ.....	141
<i>А.Л. Медведский, М.И. Мартиросов, А.В. Хомченко, В.Е. Бутысин</i> Численная гомогенизация зон ортогональной прошивки в слоистых композитах: от мезо- к макро моделированию в LS-DYNA.....	142
<i>И.Н. Зебзеев, А.М. Фивейский</i> Совершенствование технологии сварки трубных решёток на основе автоматизации и применения специальных сварочных процессов.....	144
<i>Н.В. Казанцева, Н.А. Сахаров, М.А. Ильиных</i> Демпферные свойства конструкционных метаматериалов.....	146
<i>К.А. Лонин, М.Н. Ереев, А.В. Козин, С.А. Соловьев, В.Л. Патрушев</i> Расчетно-экспериментальное обоснование прочности механического оборудования с использованием математических моделей деформирования материалов.....	147

<i>Н.С. Новоскольцев, О.В. Сыч, Э.А. Ушанова</i> Повышение однородности структуры по сечению толстолистового проката из судостроительных сталей за счет управления процессами структурообразования аустенита во время черновой стадии горячей прокатки	148
<i>М.В. Петрик, Д.О. Закирьянов, Е.О. Хазиева</i> Вибрационный вклад в фазовую стабильность Ti ₃ Al: оценка методами DFT и MD с MLIP	150
<i>Н.М. Савкина, К.Ю. Хромов</i> Атомистические методы построения краевых и смешанных дислокаций в ОЦК-кристаллах с целью моделирования пластичности	151
<i>В.Д. Сарычев, Д.И. Долгов, В.М. Котов, В.Ю. Чинов, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов</i> Численные модели формирования осадков в алюминиевых сплавах	151
<i>В.А. Вестяк, Е.И. Смагин, М.И. Мартиросов</i> Чувствительность ортотропных пластин с отверстиями к повышенной температуре	153
<i>Урцев Н.В.</i> Аппроксимация кинетических кривых распада аустенита высокопрочной малоуглеродистой низколегированной трубной стали уравнениями КДМА	155
<i>В.А. Федоров, А.Д. Березнер, М.А. Рыбаков, М.Ю. Сидляр</i> Анализ некоторых аморфных неорганических структур и явления бозонного пика с помощью вычислительного подхода на основе случайных графов	157
<i>Д.Д. Федотов, С.Н. Балакиров, С.И. Ярьско</i> Интерференционные процессы при лазерной ударной обработке и их влияние на точность определения остаточных напряжений при моделировании	158
<i>В.П. Филиппова, Е.Н. Блинова</i> Компьютерное моделирование кинетики образования поверхностных сегрегаций в твердом растворе на основе α-Fe с применением метода молекулярной динамики	161
<i>В.Ю. Чинов, П.А. Сеченов, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов</i> Математическое моделирование термодинамических параметров сплавов Al-Cu-Mn	162
Секция 7 «Строение и прочность горных пород и минералов»	164
<i>А.В. Жабко, А.А. Жабко</i> О склонности горных пород к динамическому разрушению	164
<i>Н.Н. Ефремовцев</i> Методические аспекты изучения структуры и свойств горных пород в результате динамических воздействий	169
<i>И.Ж. Бунин, А.Н. Кочанов</i> Микроструктурная диагностика предразрушения горных пород: микроскопия дефектов и RGB-анализ РЭМ-изображений	170
<i>Д.В. Лычагин, Л.Л. Лычагина, В.Р. Балохонов</i> Структурные характеристики и возможности селективного извлечения арсенопирита из золотоносных руд	172
<i>И.Е. Шиповский</i> Энергетико-кинетическое SPH-моделирование нарушения прочности горных пород при динамическом и взрывном воздействии	174
Секция 8 «Материаловедение биологических тканей и биоматериалов»	177
<i>М.Е. Меженев, А.А. Куклина, Д.В. Зайцев</i> Особенности физических механизмов аккомодации напряжений в горных породах и минералах различного генезиса	177
<i>А.А. Ольхов, Д.Н. Бемов, О.И. Хан и др.</i> Модификация структуры полимерных нетканых волокнистых материалов	178

КИНЕТИКА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА МАРТЕНСИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ ХРАНЕНИИ ДЕТАЛЕЙ ДИЗЕЛЬНОГО ДВИГАТЕЛЯ

А.А. Алексеев¹, А.Г. Колмаков²

¹ Тульский государственный университет, Тула, Россия

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

Email: ant.suv-tula@mail.ru

В настоящее время установлено, что распад мартенсита в среднеуглеродистой стали в процессе вылеживания с выдержкой до $\tau \sim 250$ ч при комнатной температуре определяется характером исходного распределения углерода в мартенсите и разделяется на стадии со значительно отличающейся интенсивностью изменения микротвердости. В этой связи представляет интерес исследовать кинетику распада мартенсита при длительном вылеживании, а также провести верификацию полученных результатов на образцах коленчатого вала дизельного двигателя.

Исследования проводили на конструкционной низколегированной стали 40X, широко используемой в различных областях машиностроения. Термическая обработка представляла собой закалку от 860 °С в 10 %-ом водном растворе NaCl при продолжительности изотермической выдержки 30 мин. Максимальная продолжительность вылеживания при комнатной температуре составила $\tau \sim 100000$ ч. Такие длительные выдержки при вылеживании позволили детально проанализировать процесс распада и отчетливо выявить многостадийный характер низкотемпературного распада мартенсита в исследованной стали. На рис. 1 показана зависимость изменения микротвердости стали 40X от времени вылеживания при комнатной температуре.

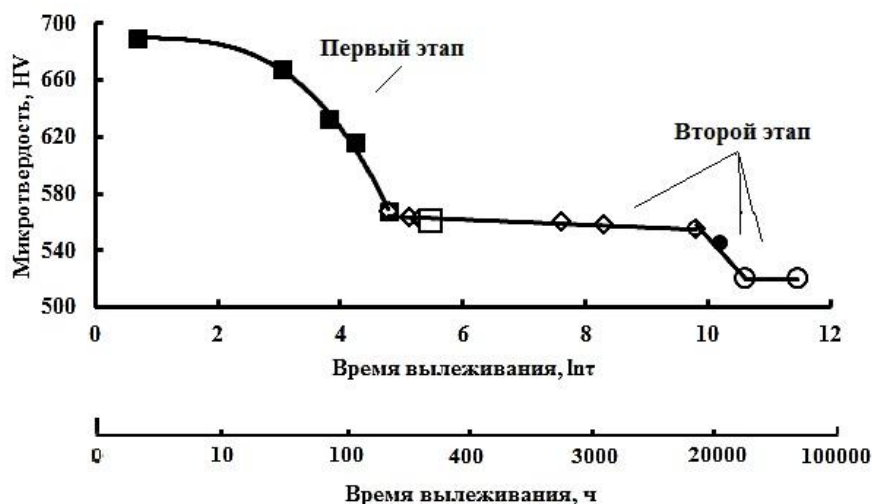


Рисунок 1. Зависимость изменения микротвердости от времени вылеживания для стали 40X.

Видно, что в процессе вылеживания в мартенсите закалки, являющимся термодинамически нестабильной структурой, происходит самоотпуск, переводящий структуру в более стабильное состояние. Уменьшение твердости свежезакаленных

образцов по мере вылеживания происходит в два этапа. Можно предложить следующую градацию процессов, протекающих при низкотемпературном распаде мартенсита. На первом этапе распада начала вылеживания до $\tau \sim 200$ ч протекают стадии сегрегации углерода на дефектах и «двухфазного» распада. Сопоставление результатов дюрOMETрического анализа образцов стали 40X показывает, что окончание первого этапа распада мартенсита соответствует одинаковому значению микротвердости (~ 560 HV). Второй этап в интервале $\tau \sim 3500 \dots 10000$ ч состоит из трех стадий: стадии первого метастабильного равновесия (I), «однофазного» распада и завершающего метастабильного равновесия (II).

Совместно с сотрудниками ПО «ТУЛАМАШЗАВОД» (г. Тула) были проведены исследования образцов коленчатого вала дизельного двигателя, изготовленного из стали 40X, после закалки на установке ТВЧ ЛЗ 107 от 850°C в 10 %-м водном растворе NaCl и вылеживания (хранения на складе) в течение $\tau = 200$ ч, которые показали аналогичные значения микротвердости (точка □).

Также обнаружено, что снижение микротвердости после стадии первого метастабильного равновесия на втором этапе связано с протеканием «однофазного» распада, заканчивающемся следующим участком относительного равновесия. Микротвердость на данном участке для стали 40X после $\tau \sim 40000$ ч (5 лет) составляет ~ 520 HV независимо от скорости охлаждения при закалке. Это подтверждается при измерении микротвердости на образцах коленвала после 5-ти лет вылеживания (точка ○).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ

А.Р. Арутюнян, А.В. Варданян, Е.Г. Земцова

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

Email: a.arutyunyan@spbu.ru

В последние годы все большее распространение и развитие получают различные полимерные и композиционные материалы на их основе. Они внедряются практически во все сферы жизни, отрасли промышленности и строительства. Это связано с их высоким отношением прочности к массе, превосходной усталостной прочностью и конструктивной гибкостью. Преимущества таких материалов по сравнению с металлами заключаются в легкости, теплостойкости, химической инертности, тепло- и электропроводности, коррозионной стойкости и стойкости в агрессивных средах. Но при этом полимерные материалы менее стабильны, чем металлы, поэтому процессы старения и разрушения в них протекают более интенсивно. В связи с тем, что данные материалы используются в ответственных областях инженерной практики, это делает их длительные характеристики старения и ползучести первостепенно важными. В то же время физико-химические характеристики полимерных материалов после длительной эксплуатации изменяются, что в значительной степени обусловлено процессом старения [1-5]. При этом значительное влияние на изменения физико-механических характеристики рассматриваемых материалов в процессе длительной эксплуатации оказывают процессы климатического и деформационного старения [5-7]. В результате деградации материал становится менее деформируемым и хрупким. Механические характеристики полимеров напрямую зависят от их структуры. Также большое влияние на механические свойства полимерных и композитных материалов оказывают

различные внешние воздействия: температура, давление, окружающая среда, свет, длительность и частота нагружения и вид напряженного состояния. В связи с этим, необходимы исследования процессов старения рассматриваемых материалов. Представленные в данной работе исследования посвящены изучению изменения механических характеристик сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) после старения.

Исследование влияния старения на механические свойства образцов СВМПЭ проводилось по следующим программам. Программа 1. Естественное старение образцов в лабораторных условиях в течение 11 месяцев. Программа 2. Естественное старение образцов в лабораторных условиях в течение 5 месяцев. Деформационное старение образцов в экспериментах на усталость с частотой 10 Гц, коэффициенте асимметрии цикла равном 0 при напряжении равном 20 МПа (0,9 от временного сопротивления для образцов без старения) до 500 000 циклов с последующим естественным старением образцов в лабораторных условиях в течение 6 месяцев.

Эксперименты на ползучесть проводились при комнатной температуре при постоянном уровне напряжений. Для испытаний использовались образцы в виде двухсторонних лопаток с длиной рабочей части 60 мм, шириной 10 мм и толщиной порядка 5 мм. Полученные кривые ползучести для образцов СВМПЭ без старения (кривая 1), после естественного старения по программе 1 (кривая 2) и после деформационного и естественного старения по программе 2 (кривая 3) для напряжения 15 МПа показаны на Рис. 1.

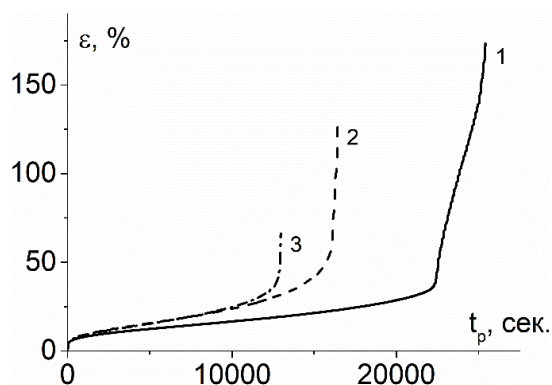


Рисунок 1. Кривые ползучести СВМПЭ без старения (кривая 1), после естественного старения по программе 1 (кривая 2) и после деформационного и естественного старения по программе 2 (кривая 3) для уровня напряжений 15 МПа.

Для образцов СВМПЭ после естественного старения по программе 1 наблюдается уменьшение времени до разрушения при ползучести в 1,5 раза, а для образцов после деформационного и естественного старения по программе 2 это снижение еще более существенно – в 2 раза. Таким образом, наличие деформационного старения приводит к значительно большему снижению времени до разрушения при ползучести, а также более существенной деградации свойств СВМПЭ.

Благодарность: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 25-21-00376).

Список литературы

1. Struik L.C.E. Physical aging in amorphous polymers and other materials. Amsterdam, Oxford, New York: Elsevier Sci. Publ. Comp. 1978.
2. Nadai A. Theory of flow and fracture of solids. McGraw-Hill. New York. 1963. Vol. 2.
3. Hutchinson J.M. Physical aging of polymers // Progress in polymer science. 1995. Vol. 20 (4). P. 703-760.

4. Филатов И.С. Климатическая устойчивость полимерных материалов. М.: Наука. 1983.
5. Арутюнян Р.А. Проблема деформационного старения и длительного разрушения в механике материалов. СПб.: Изд-во СПбГУ. 2004.
6. Арутюнян Р.А. О влиянии деформационного старения на устойчивость стержневых элементов // Проблемы прочности. 1994. № 10. С. 9-11.
7. Арутюнян Р.А. О реологии стареющей полимерной среды // Вестник Санкт-Петербург. гос. ун-та. 2003. Сер. 1. Вып. 1. (№ 1). С. 80-86.

ОБРАТНАЯ ЗАДАЧА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПРИ РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА МЕРЗЛЫЙ ГРУНТ

М.В. Юмашев, Т.А. Картвелишвили, И.М. Афанасьев

МГУ им. М.В.Ломоносова

Email: tgs497@gmail.com

В данной работе предложен численный алгоритм решения обратной граничной задачи по определению неизвестного значения коэффициента поглощения солнечной радиации в граничном условии третьего рода для уравнения теплопроводности. Он использует локальную регуляризацию нелокального граничного условия. Существование и единственность решения обратной задачи обеспечивает самосопряженность и положительную определенность оператора вспомогательной задачи.

Учет солнечной энергии, поглощенной поверхностью грунта, является сложной задачей, поскольку значение параметра α (доли энергии солнечной радиации, поглощенной грунтом) зависит от трудно определяемых факторов, таких как растительный и снежный покровы, доля длинноволнового излучения, отраженного атмосферой в сторону поверхности Земли. В конкретной географической местности они, как правило, не известны. Таким образом, до начала решения задачи определения изменения температуры грунта в результате солнечной активности и работы газовой станции, необходимо решить задачу определения коэффициента α .

Определение параметра α , входящего в краевое условие, мы проводили с помощью двухшагового процесса, считая, что для заданной географической точки нам известны значения температуры окружающего воздуха T_{air} и потока солнечной радиации q^0 через нормаль к поверхности грунта. Для постановки обратной задачи необходима дополнительная информация о решении. Такой информацией является распределение по времени температуры $T(x_1^*, x_2^*, x_3^*, t)$ в фиксированной точке с координатами (x_1^*, x_2^*, x_3^*) внутри грунта. Мы брали его на основании данных разведочной термической скважины в дискретные моменты времени $t^n \in [0, T], n = 0, 1, 2, \dots$.

Для элемента границы Σ^q был определен теплообмен с окружающей средой:

$$\alpha \cdot q = \beta \cdot (T - T_{air}) - (\lambda \cdot grad T) \cdot \vec{n}, \quad (1)$$

где $\alpha(\vec{x}, t) \cdot q(\vec{x}, t)$ – поток вектора \vec{q} солнечной радиации через границу с коэффициентом поглощения α , $\beta(\vec{x}, t) \cdot (T - T_{air})$ – граничный теплообмен с воздухом, имеющим температуру T_{air} , с коэффициентом теплообмена β .

В работе также использовано нелокальное граничное условие [1]:

$$T^{n+1}(x^*) + \delta \left(\beta(T^{n+1} - T_a^{n+1}) - \lambda \frac{\partial T^{n+1}}{\partial x} \right) (0) = f^{n+1}, \quad (2)$$

где δ – некоторая малая величина, называемая параметром регуляции.

Разработанный в работе численный алгоритм, основанный на локальной регуляризации нелокального граничного условия и пошаговой минимизации регуляризирующего функционала по А.Н. Тихонову, обеспечивает устойчивое восстановление неизвестного коэффициента поглощения солнечной радиации α в граничном условии третьего рода для уравнения теплопроводности [2]. Практическая значимость метода обусловлена тем, что он позволяет по измеренным в дискретные моменты времени значениям температуры внутри грунта (данные термической разведочной скважины) и известным параметрам окружающей среды (температура воздуха, поток солнечной радиации) определять α без априорной информации о трудно идентифицируемых факторах - растительном и снежном покрове, доле отражённого длинноволнового излучения. Внедрение такого подхода в практику геофизиологического мониторинга и проектирования объектов в криолитозоне (в том числе газовых станций) позволяет с повышенной достоверностью прогнозировать температурный режим мёрзлых грунтов при радиационном и техногенном воздействии, оценивать тепловое взаимодействие сооружений с основанием и своевременно выявлять риски, связанные с оттаиванием и деформациями грунтов.

Список литературы

1. Самарский А.А., Вабищевич П.Н., Вычислительная теплопередача. – М.: Едиториал УРСС, 2003.
2. Н. Бате, Е. Вилсон., Численные методы анализа и метод конечных элементов. – М.: Стройиздат, 1982.

ПОЛУЧЕНИЕ ОДНОРОДНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АУСТЕНИТА В КОМПОЗИТНОМ МАТЕРИАЛЕ НА ОСНОВЕ СПЛАВА X18N10T МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Е.Н. Блинова¹, В.Д. Воронов², М.А. Либман¹, В.Н. Петровский²,
Н.А. Шурыгина³

¹ Федеральное государственное унитарное предприятие «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия

² Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

³ МИРЭА – Российский технологический университет, Москва, Россия

Email: blinova_en@rambler.ru

Авторы посвящают данную работу памяти Александра Марковича Глезера

Естественные композиты (градиентные материалы) - группа металлических материалов, в которых в результате применения деформации и локального нагрева формируется гетерогенная структура, состоящая из матрицы и распределенных в ней по определенному закону макроскопических областей различной формы и размеров, причем фазовый состав матрицы и включений существенно различен. Такие гетерогенные структуры могут быть созданы на основе металлических сплавов, в которых реализуются прямое и обратное фазовые превращения с широким температурным гистерезисом. К таким сплавам относятся сплавы системы Fe-Cr-Ni аустенитно-мартенситного класса, в которых реализуются прямое ($\gamma \rightarrow \alpha$), протекающее при пластической деформации и формирующее мартенситную матрицу, и обратное ($\alpha \rightarrow \gamma$), вызванное локальным лазерным нагревом, приводящем к образованию макроскопических областей аустенита, распределенных в матрице по определенному

закону. Объектом исследования в настоящей работе был сплав Fe-18Cr-10Ni следующего состава: C < 0.04; 18.3 Cr; 10 Ni; 0.6 Ti; 0.4 Si; 1.2 Mn. Для реализации $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения использовалась холодная пластическая деформация (ХПД) с величиной обжатия 70-75%. Образцы были изготовлены из ХПД-листов толщиной 0.9 мм в форме лопаток с размерами рабочей области 50x10 мм. Для реализации обратного превращения и создания макроскопических областей пластичного аустенита в высокопрочной мартенситной матрице применялся локальный нагрев непрерывным лазером до 600-700⁰С в интервале устойчивости аустенита 550-850⁰С. В работе использовалась установка, оборудованная роботизированным манипулятором MOTOMAN с одномодовым волоконным лазером IPG LC-5 мощностью до 5 kW. В качестве источника локального нагрева было выбрано излучение непрерывным лазером мощностью 2 кВт. Предварительно была построена модель лазерного нагрева с использованием метода конечных элементов и подобраны режимы равномерного прогрева по всей толщине образцов (0.9 мм). Подробная технология этой обработки описана в работах [1, 2], где

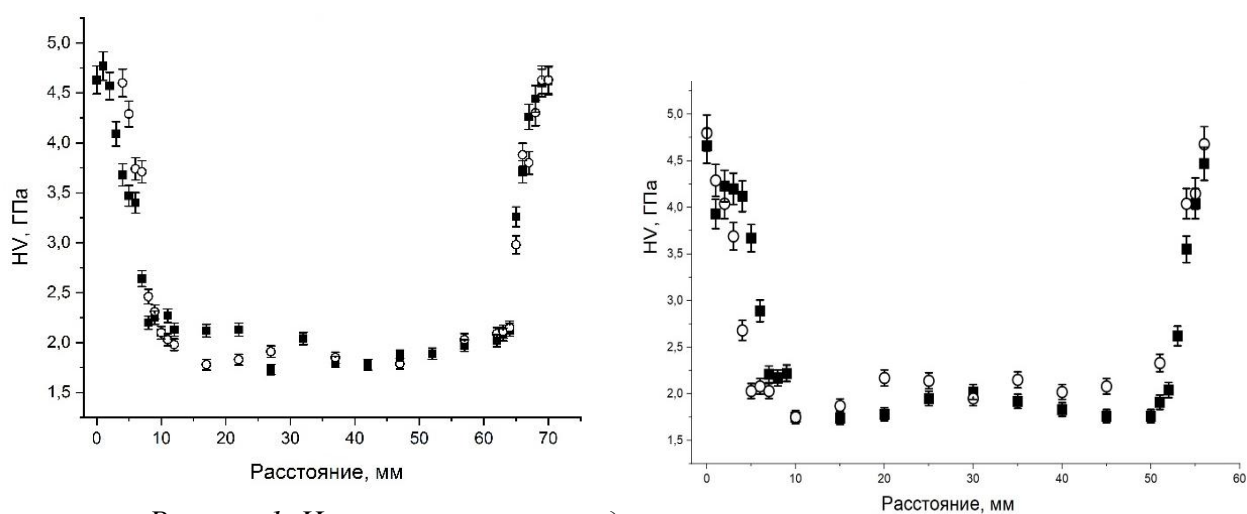


Рисунок 1. Изменение микротвердости в образце композита, обработанного непрерывным лазером при температуре: а- 600 и б-700⁰С

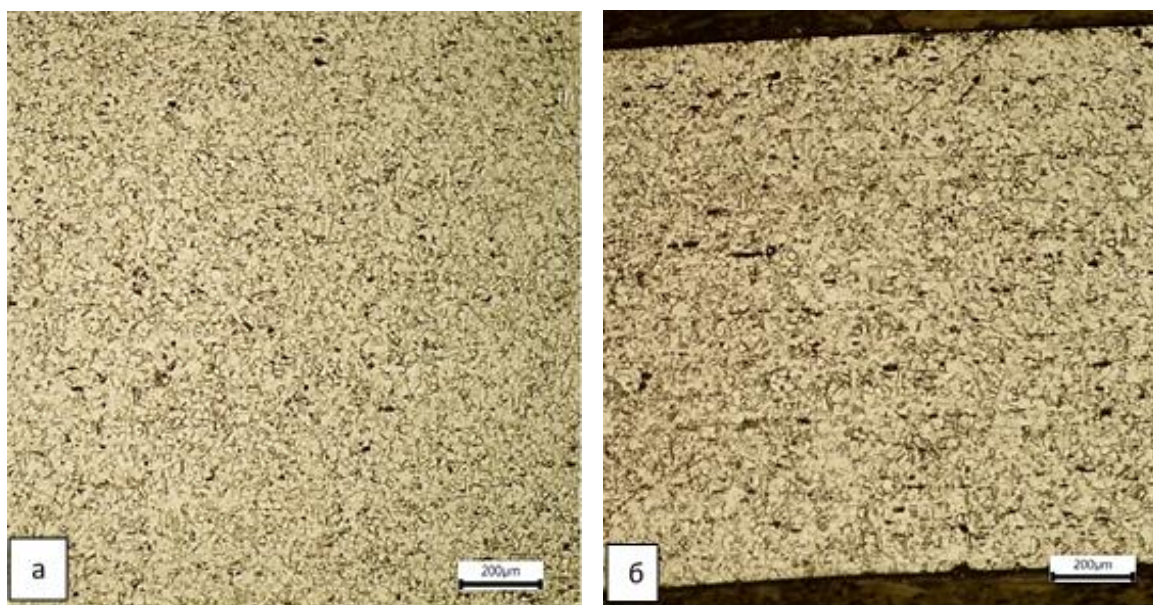


Рисунок 2. Микроструктура аустенита в образце, обработанном непрерывным лазером при температуре 600⁰С: а-поверхность, б-торцевое сечение

удалось найти адекватное решение проблемы определения и поддержания температуры в области температуры обратного мартенситного превращения. Температурное распределение фиксировали тепловизором Flir 650SC. Практически идентичный вид зависимости микротвердости, измеренной с двух сторон образцов, а также визуальная оценка свидетельствовали о равномерном прогреве по всему облученному объему. При этом микротвердость аустенита составляла 1.7-2 ГПа. На рис. 1 приведена зависимость микротвердости, измеренной с двух сторон композита. На рис. 2 представлена микроструктура аустенита после лазерного нагрева на поверхности и в торцевом сечении образца. Видно, что структура достаточно однородна и полностью реализовался процесс рекристаллизации.

ПЭМ-исследования показали, что повышение прочности аустенита, полученного при лазерном нагреве связано со значительным измельчением зерна аустенита и избыточной концентрацией дефектов (высокая плотность дислокаций, большое количество дефектов упаковки и двойников), возникающих вследствие больших термических напряжений при сверхбыстром нагреве и охлаждении и (или) наследуемых от исходной деформированной α -фазы.

Список литературы

1. Е.Н. Блинова, В.Д. Воронов, А.М. Глезер, Э.Д. Ишкиняев, М.А. Либман и др // МиТОМ. – 2023. – № 5. – С. 18 – 23. – DOI:10.30906 / mitom.2023.5.18-23.
2. Э.Д. Ишкиняев, А.В. Осинцев, В.Н. Петровский и др // ЖТФ. – 2023. – Т. 93. – Вып. 8. – С. 1152–1157. – DOI: 10.21883/ЖТФ.2023.08.55977.84-23.

СВЕРХПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ - ПУТИ ДОСТИЖЕНИЯ И ИННОВАЦИОННЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ

Р.З. Валиев

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Email: ruslan.valiev@ugatu.su

Ультрамелкозернистые (УМЗ) металлические материалы, полученные интенсивной пластической деформацией (ИПД), обычно проявляют очень высокие прочностные свойства, значения которых значительно выше, чем предсказывает известное соотношение Холла-Петча. Недавние результаты показывают, что причиной этого является то, что ИПД не только формирует УМЗ структуру, но и приводит к образованию других наноструктурных особенностей – дислокационных субструктур, нанодвойников, наноразмерных выделений вторых фаз, которые вносят дополнительный вклад в упрочнение. При этом проведенный анализ механизмов упрочнения свидетельствует, что важный вклад в упрочнение вносят также структура и состояние границ зерен – их неравновесность, наличие зернограничных сегрегаций [1, 2]. Такие данные, полученные прецизионными методами высокоразрешающей электронной микроскопии и 3D атомной томографии, позволили количественно оценить морфологию и химический состав сегрегаций на границах зерен на ряде сплавов с УМЗ структурой и связать их с тонкой структурой границ. На основе полученных результатов обсуждаются подходы достижения в металлических материалах сверхвысокой прочности, используя методы ИПД обработки, которые продемонстрированы на ряде легких сплавов (Mg, Al, Ti), а также сталей.

Управление структурой границ зерен открывает возможность достижения повышенной пластичности и даже сверхпластичности в УМЗ материалах вследствие развития зернограницного проскальзывания (ЗГП). Недавние эксперименты показывают резкое увеличение вклада ЗГП при формировании зернограницных сегрегаций легирующих элементов, ускоряющих зернограницную диффузию [3]. В докладе показаны примеры инновационных применений таких необычных свойств в УМЗ металлических материалах, где возможно сочетание сверхпластической формовки изделий сложной формы и обеспечения в них высокой прочности для конструкционных применений.

Доклад представлен в рамках научно-исследовательского проекта РФФИ № 22-19-00445-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00445/>.

Список литературы

1. Valiev R.Z. Microstructures 2023, 3, 2023004.
2. Valiev R.R., Panin A.V., Usmanov E.I., Savina Y.N., Valiev R.Z. Advanced Engineering Materials 2024, 26 (4), art. no. 2300814
3. Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Kawasaki M., Langdon T.G. Ultrafine-Grained Materials, SpringerNature, 2024

ДЕФОРМАЦИЯ КАК СТОХАСТИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС

А.М. Власова

Институт физики металлов УрО РАН, 620018 Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

Email: alisa-12005@yandex.ru

Деформация монокристаллов – неоднородный процесс, сопровождающийся образованием различной дислокационной и двойниковой структуры в зависимости от ориентировки монокристаллов, типа кристаллической решетки и способа нагружения.

Математическая модель Ферхюльста, изначально предложенная им в 1838–1845 гг. для описания роста численности биологической популяции (обладающей ограниченным ресурсом для выживания), в дальнейшем позволила описывать и динамику дислокаций, учитывая разделение плотностей подвижных и иммобилизованных в краевые диполи дислокаций. Эту модель в дальнейшем исследовали на чувствительность к случайным возмущениям, и была выявлена закономерность роста чувствительности циклов при переходе к хаосу через каскады бифуркаций удвоения периода.

Моделируется динамика дислокационного потока в поле внешнего напряжения и производится расчет характеристик пластического течения, входящих в уравнение Орована-Тейлора, на примере нанокристаллов магния и алюминия двух различных ориентировок, деформируемых по схеме одноосного сжатия. Рассчитаны средние характеристики скорости дислокаций v_{disl} и магнитуды вектора Бюргерса ab .

Моделирование проведено с использованием вычислительного пакета LAMMPS [1], обработка расчетных данных выполнена при помощи Open Visualization Tools OVITO [2].

Главные отличия результатов моделирования для рассмотренных случаев относятся к величине дисперсии рассчитываемых физических величин, описывающих процесс деформации, входящих в уравнение Орована-Тейлора. Последовательные этапы пластической деформации, включающие стохастические процессы

Табл. 1. Рассчитанные средние характеристики скорости дислокации v_{disl} и магнитуды вектора Бюргерса αb

		Mg				Al	
		[0001]	$[0001]_{VA}$ к	$[\bar{1}\bar{1}01]$	$[\bar{1}\bar{1}01]_{VAK}$	[001]	[111]
1 этап	$M(v_{disl}), см / с;$	10^3	10^3	10^3	10^3	$2 \cdot 10^2$	$2 \cdot 10^2$
	$D(v_{disl}), (см / с)^2$	$8.8 \cdot 10^2$	$4.3 \cdot 10^2$	$3.5 \cdot 10^4$	$5.8 \cdot 10^2$	$1.5 \cdot 10^7$	$1.3 \cdot 10^9$
	$M(\alpha b), \text{Å};$	2.06	4.5	2	3.1	4.46	16
	$D(\alpha b), (\text{Å})^2$	0.33	2.6	$2.7 \cdot 10^4$	0.78	$8.5 \cdot 10^3$	$1.3 \cdot 10^5$
2 этап	$M(v_{disl}), см / с;$	$5 \cdot 10^2$	10^3		10^3		
	$D(v_{disl}), (см / с)^2$	$1.4 \cdot 10^4$	$1.4 \cdot 10^7$	-	$7.5 \cdot 10^6$	-	-
	$M(\alpha b), \text{Å};$	0.44	2		1.1		
	$D(\alpha b), (\text{Å})^2$	$3.2 \cdot 10^2$	$1.6 \cdot 10^3$	-	$1.8 \cdot 10^2$	-	-

рождения-гибели дислокаций, становятся различимыми на атомистическом уровне, благодаря чему их выявление оказывается возможным. Применение методов стохастического анализа к полученным в данной статье результатам молекулярно-динамического моделирования, а также их возможная взаимосвязь с явлением самодиффузии в процессе деформации – предмет для дальнейших исследований.

Благодарность:

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

Расчеты проведены на суперкомпьютере ИММ УрО РАН «УРАН».

Список литературы

1. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics / J. Comp. Phys. 1995. V. 117. P. 1-19.
2. Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO the Open Visualization Tool / Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 2010. V. 18. 015012

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСОВ ТОКА ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СТАЛЬНОГО ПРУТКА

К.В. Кукуджанов¹, С.В. Дмитриев², И.А. Шепелев³, А.И. Габдуллахатов⁴

¹ Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, 119526 Россия

² Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфы, 450054, Россия

³ Альметьевский государственный технологический университет "Высшая школа нефти", Альметьевск, 423452, Россия

⁴ Альметьевский государственный технологический университет "Высшая школа нефти", Альметьевск, 423452, Россия

Email: gabdullahatov@gmail.com

Управляемое изменение пластических свойств конструкционных материалов остается важной задачей физики прочности и материаловедения. Надежность

металлических элементов при эксплуатации во многом определяется тем, насколько материал способен перераспределять деформации и снимать локальные напряжения. Традиционные методы термического воздействия действительно позволяют менять механическое состояние металла, но часто за это приходится платить значительным нагревом всего объема образца, ростом зерна и нежелательной перестройкой структуры. В связи с этим особый интерес представляют методы локального и кратковременного воздействия, в частности обработка импульсами тока высокой плотности [1].

На первый взгляд, это просто короткий электрический импульс. Но за ним стоит сразу несколько связанных процессов: джоулев нагрев, термическое расширение, электропластический эффект, а также появление внутренних термомеханических напряжений. Все это вместе может менять сопротивление материала пластическому течению. Однако для практического применения электроимпульсной обработки важно понять, как именно параметры импульса отражаются на деформационном отклике образца, величине остаточной деформации и равномерности изменения его формы [2].

В этой работе такая задача рассмотрена на примере стального прутка, через который пропускались импульсы тока высокой плотности с различными амплитудными параметрами. В ходе экспериментов регистрировались продольные деформации образца: его удлинение во время действия импульса и последующее сжатие при охлаждении и релаксации напряженного состояния. Для количественной оценки эффекта определялись величина деформационного отклика, степень его равномерности по длине образца, а также изменение нагрузочных кривых при различных плотностях тока.

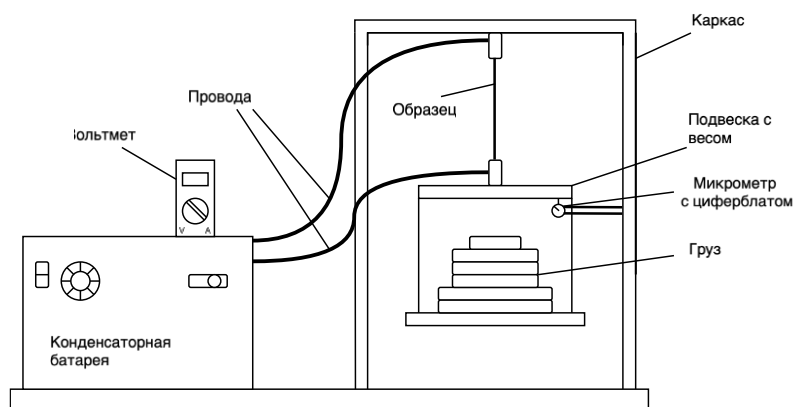


Рисунок 1. Схема экспериментальной установки.

Полученные результаты показывают, что рост плотности тока усиливает деформационный отклик стального прутка и меняет характер его пластического поведения. При меньших плотностях тока отклик в основном связан с обратимым термомеханическим расширением, а при повышении интенсивности воздействия заметнее становится вклад остаточной пластической деформации; вместе с ним проявляется и неоднородность деформационного поля. Построенные нагрузочные кривые позволяют выделить режимы электроимпульсного воздействия, которые отличаются степенью изменения пластичности материала и устойчивостью формы образца после прохождения импульса.

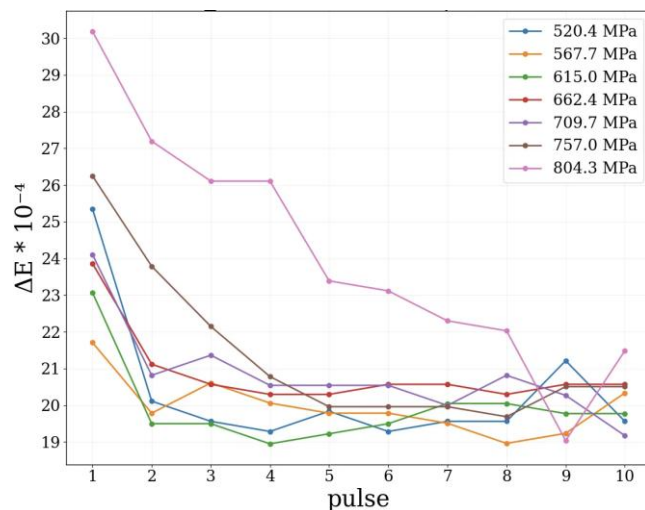


Рисунок 2. Зависимость относительной деформации от числа импульсов тока при разных напряжениях в стали.

Примечательно, что с прикладной точки зрения такие режимы могут быть полезны не только для управления деформационным поведением металлических элементов, но и для локального воздействия на дефектные зоны, включая области усталостных трещин, где концентрация тока и теплового поля способна способствовать смыканию берегов дефекта и частичному восстановлению структуры материала. Проведенное исследование показывает связь между плотностью импульсного тока и пластической деформацией стального прутка и задает основу для выбора режимов электроимпульсной обработки, ориентированных на контролируемое изменение механического состояния стальных изделий.

Работа выполнена за счет предоставленного в 2025 году Фондом науки и технологий Республики Татарстан гранта на осуществление фундаментальных и поисковых исследований в научных и образовательных организациях, предприятиях и организациях реального сектора экономики Республики Татарстан.

Список литературы

1. К.В. Кукуджанов, Г.Р. Халикова, Е.А. Коржникова, А.В. Ченцов, С.В. Дмитриев, *Mechanics of Solids* 2024, 59, с. 3223-3234.
2. А.Ю. Моркина, Д.В. Таров, Е.А. Коржникова, М.В. Хазимуллин, М.Н. Семенова, П.С. Татаринев, И.А. Якушев, С.В. Дмитриев, *European Journal of Mechanics - A/Solids* 2026, 118.

ЗАВИСИМОСТЬ ВЕЛИЧИНЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ОТ ФОРМЫ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИ СТАРЕНИИ СПЛАВА Al-Li

Ю.В. Осинская, С.Г. Магамедова, М.А. Еремеева

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

Email: ojv76@mail.ru

В работе представлены результаты экспериментального изучения влияния формы сигнала импульсного магнитного поля (ИМП) на микротвердость деформируемого алюминиево-литиевого сплава после искусственного старения. Образцы предварительно подвергали закалке: нагрев до 500 °С в течение 1 ч, охлаждение в воде при 20 °С.

Последующее старение проводили при температуре 120 °С в течение 2–8 ч. Воздействие ИМП осуществляли с амплитудой напряженности 557,2 кА/м и частотой 2 Гц при двух формах сигнала - синусоидальной и меандр. Микротвердость измеряли по Виккерсу при нагрузке 100 г (усреднение по 30 отпечаткам, относительная погрешность 1–4 %).

В закаленном состоянии микротвердость составила 83 кГ/мм². Классическое искусственное старение без поля ведет к росту микротвердости до 114 кГ/мм², что обусловлено выделением упрочняющей фазы Al₃Li [1], тормозящей движение дислокаций. Наложение ИМП в процессе старения приводит к дополнительному упрочнению. Для синусоидального сигнала прирост микротвердости достигает 11 %, для меандра - 28 %. Таким образом, регистрируется отрицательный магнитоэластический эффект [2], величина которого существенно зависит от формы сигнала. Предположительно, ИМП способствует формированию менее однородной и более искаженной дислокационной структуры, увеличивая плотность препятствий для движущихся дислокаций.

По данным рентгеноструктурного анализа, синусоидальная форма ИМП вызывает смещение дифракционных линий в область меньших углов на 0,037° и увеличении их полуширины на 0,129°, что указывает на формирование менее упорядоченной и более дефектной решетки. Воздействие меандром сдвигает дифракционные линии в сторону больших углов на 0,150° и увеличивает полуширину на 0,026°, что свидетельствует о структурных изменениях иного типа.

Форма сигнала ИМП является критическим параметром, определяющим не только количественную меру магнитоэластического эффекта, но и качественные изменения в кристаллической структуре состаренного алюминиевого сплава Al–Li.

Благодарность: исследование выполнено за счет средств государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, шифр проекта FSSS-2026-0009.

Список литературы

1. К.П. Бунин, А.А. Баранов, Металлография, М: Металлургия. 1970.
2. А.А. Серебрякова, В.В. Шляров, Д.В. Загуляев, Вестник Сибирского государственного индустриального университета 2024, 1 (47), с. 9-18.

ИССЛЕДОВАНИЕ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ В РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ МЕТОДОМ МНОГОУРОВНЕВОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Email: Yana.lipatnikova@list.ru

Пластическая деформация и разрушение металлов и сплавов сопровождаются формированием сложных неоднородных полей напряжений и деформаций, что определяет эксплуатационные свойства конструкционных материалов. Для прогнозирования поведения материалов под нагрузкой необходимо учитывать как макроскопические, так и микроструктурные аспекты деформации. В настоящей работе для исследования макролокализации пластической деформации использован метод многоуровневого моделирования, объединяющий подходы описания деформации в терминах механики деформируемого твёрдого тела и дислокационной кинетики [1].

Численная реализация описанного подхода моделирования осуществлялась в авторском программном комплексе методом конечных элементов [2].

Рассматривались различные режимы нагружения прямоугольных металлических и интерметаллидных образцов: одноосное растяжение и сжатие. При этом варьировались геометрические параметры образцов, характер упрочнения элементарного объема деформируемой среды и учет наличия концентраторов напряжений в виде разрезов на боковых гранях деформируемых образцов. Вариация характера упрочнения элементарных объемов обеспечивалась различными сценариями развития деформации материала этих объемов в виде зависимостей напряжение-деформация, схематично представленных на рисунке 1.

В результате численного моделирования получены 3D картины деформации прямоугольных металлических образцов при растяжении и сжатии. На основе полученных расчетов выявлено, что при сценарии 1 (рисунок 1а) деформация при сжатии протекает в целом однородно, при растяжении макролокализация деформации формируется в виде шейки (локального сужения) при условии выполнении критерия Консидера.

Для сценария 2 (рисунок 1б), при сжатии после выполнении условия (1)

$$\sigma \leq -\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (1)$$

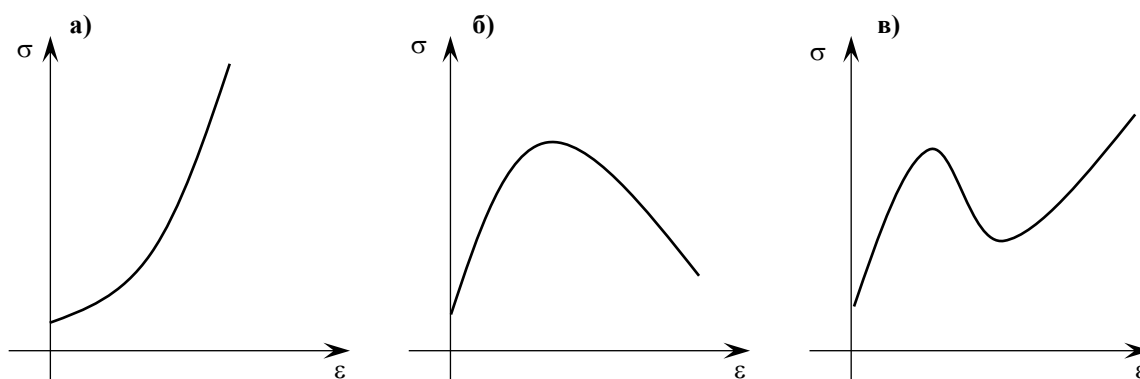


Рисунок 1. Сценарии развития деформации элементарного объема деформируемой среды $\sigma(\varepsilon)$: а – монотонное упрочнение; б – немонотонное упрочнение с выраженной стадией разупрочнения; в – периодическое немонотонное упрочнение (цикл «упрочнение–разупрочнение–упрочнение»)

формируется устойчивая макролокализация пластического течения в виде полос интенсивного сдвигообразования. При растяжении сначала формируется шейка, а при достижении участка разупрочнения на кривой напряжение-деформация в шейке образуются полосы макролокализации.

При реализации сценария 3 (рисунок 1в) в условиях одноосного сжатия возникает полоса макролокализации, но за счет последующего упрочнения эта полоса размывается, деформация становится более однородной. В условиях растяжения наблюдаются процессы формирования шейки с последующим распространением её на другие области деформируемого образца, стабилизируя таким образом пластическое течение.

Наличие концентраторов напряжений в виде разрезов на боковых гранях деформируемого образца усиливает процессы макролокализации деформации, однако не является определяющим в вопросе потери устойчивости однородного течения.

Напротив, соотношение высоты образца к его длине значительно в вопросах макролокализации и потери устойчивости однородного пластического течения.

Метод многоуровневого моделирования позволяет исследовать механизмы макролокализации пластической деформации в металлах и сплавах при различных условиях динамического нагружения. Показано, что характер макролокализации определяется не только внешними условиями нагружения, но и внутренними свойствами материала, его дефектной структурой, а также геометрией образца. Полученные результаты могут быть использованы для оптимизации технологических процессов обработки металлов и прогнозирования их поведения в реальных конструкциях.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (FEMN-2026-0003).

Список литературы

1. Белов Н.Н., Соловьёва Ю.В., Липатникова Я.Д. [и др]. Математическое моделирование от междислокационных взаимодействий до макроскопической деформации / Под ред. проф. В.А. Старенченко. – Томск : Томский государственный архитектурно-строительный университет, 2015. – 540 с.
2. Белов Н.Н., Валуйская Л.А., Липатникова Я.Д., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А., Югов Н.Т. РАММП-1 "Расчет микро- и макропараметров пластической деформации сплавов со сверхструктурой L1₂ в условиях динамического нагружения". Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № RU 2021662546, 2021.

АНАЛИЗ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ОКСИДА ЦИРКОНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ ТИПА P911

А.С. Луговская, А.Э. Федосеева

Белгородский государственный национальный исследовательский университет

Email: lugovskaya_a@bsuedu.ru

Модернизация угольных ТЭС России является актуальной задачей. Действующие энергоблоки работают при параметрах пара 545-560°C и 140-240 атм с КПД 34-37% уже выработали ресурс и имеют значительные вредные выбросы. Переход на суперсверхкритические параметры пара (600-620°C, 25-30 МПа) позволит поднять КПД до ~45%, сократить расход топлива и выбросы CO₂ - такие энергоблоки уже работают в Японии, Европе, Китае и США. Однако для этого нужны стали, выдерживающие экстремальные нагрузки без потери прочности, коррозионной и усталостной стойкости. Перспективные высокохромистые стали мартенситного класса (9-12%Cr), но при температурах выше 620 °C их свойства ухудшаются из-за эволюции вторичных фаз и отслоения оксидных окалин. Решением является нанесение жаропрочных покрытий на критически важные детали. Это защитит поверхности от окисления и повысит рабочий ресурс элементов тепловых энергоблоков в экстремальных условиях.

В качестве подложки была выбрана высокохромистая сталь P911 с химическим составом Fe-0,12%C-8,7%Cr-1%Mo-0,9%W-0,2%V-0,07%Nb-0,1%Si-0,4%Mn-0,2%Ni-0,05%N-0,003%B-0,02%Al. Проведенная термическая обработка: закалка при температуре 1050°C в течении 1 часа и отпуск при температуре 750°C в течении 3 часов. Материал покрытия - смесь Fe с ZrO₂, нанесенная методом магнетронного распыления. Метод заключался в ионно-лучевом распылении мишеней в аргоне. Составная мишень была изготовлена из литой железной основы с навесками из оксида циркония.

Распыление мишени осуществлялось в среде аргона без добавок кислорода. Остаточное давление в камере (перед напуском аргона) составляло $\sim 1 \cdot 10^{-5}$ мм.рт.ст. Рабочее давление аргона - $5-6 \cdot 10^{-4}$ мм.рт.ст. Толщина покрытий была изучена с помощью сканирующего электронного микроскопа (Quanta 600 3D). Фазовый состав покрытия был изучен с помощью рентгеноструктурного дифрактометра Rigaku Ultima IV.

На исследуемые образцы были нанесены покрытия трёх типов. Покрытие №1 представляло собой слой чистого нестабилизированного оксида циркония (ZrO_2), при этом поверхность мишени формировалась сплошным рядом керамических навесок. В состав материала не вводили стабилизирующие добавки – в частности, оксид иттрия (Y_2O_3) или иные оксиды. Покрытие №2 являлось композитом на основе железа и оксида циркония ($Fe-ZrO_2$) и было получено методом напыления с использованием мишени, содержащей 18 оксида циркония. Навески располагались симметрично и с одинаковым расстоянием друг от друга, что обеспечивает отсутствие градиента концентрации. Покрытие №3 также представляло собой композиционный материал ($Fe-ZrO_2$), синтезированный путём распыления мишени с 14 навесками оксида циркония. Сравнительный анализ мишеней позволяет предположить, что в покрытии №2 доля железа ниже, поскольку значительная часть площади мишени занята керамическим компонентом, поэтому данный композит находится до порога перколяции. В свою очередь, покрытие №3 характеризуется превышением порога перколяции, что может оказывать влияние на его свойства.

Анализ сканирующей электронной микроскопии показал, что толщина всех полученных покрытий составляла 3-4 мкм. При этом наблюдается вариативность толщины в зависимости от типа покрытия: слой чистого ZrO_2 (покрытие №1) оказывается наиболее тонким, что обусловлено меньшим коэффициентом распыления оксида по сравнению с металлом. Наибольшая толщина зафиксирована для покрытия №3, которое демонстрирует максимальные значения среди исследованных образцов.

Рентгеноструктурный анализ покрытия №1 показал, что основным материалом является ZrO_2 , так же присутствует оксид железа (Fe_3O_4). В покрытии №2 обнаружены три различные фазы: чистое железо (Fe), оксид железа (Fe_2O_3), ZrO_2 . Анализ покрытия №3 показал отсутствие характерных дифракционных пиков с чёткими максимумами, что однозначно указывает на аморфную структуру данного материала, без признаков образования оксидов железа.

Таким образом, были успешно синтезированы несколько вариантов покрытий на основе оксида циркония и композиции $Fe-ZrO_2$, нанесенных на высокохромистую P911 сталь методом магнетронного распыления. Наиболее значимым результатом является получение аморфного композитного покрытия $Fe-ZrO_2$ (№3). Аморфные структуры, как правило, обладают повышенной коррозионной стойкостью, отсутствием границ зёрен, что затрудняет диффузию кислорода и отслоение оксидных слоёв при высоких температурах. Для защиты сталей типа P911, работающих при экстремальных суперсверхкритических параметрах пара (620–630 °C), предпочтение следует отдавать именно аморфному покрытию, так как оно сочетает металлическую (Fe) и керамическую (ZrO_2) составляющие в аморфной форме, что потенциально обеспечивает высокую жаростойкость и адгезию. Дальнейшие исследования будут направлены на испытания термоциклической стойкости, жаропрочности в среде и анализу механических свойств (твёрдость, усталостная прочность) полученных покрытий, особенно аморфного композита.

Благодарность: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования (грант № FZWG-2026-0004).

СТРУКТУРНАЯ ЭВОЛЮЦИЯ В ПОДПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ГЦК МОНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ ТРЕНИИ: ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ

Д.В. Лычагин¹, Л.Л. Лычагина²

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет

² Томский государственный архитектурно-строительный университет

Email: lychagin@mail.tsu.ru

При трении в приповерхностных слоях материала образуется дислокационная, субзеренная и нанозеренная субструктуры [1-4]. Эти субструктуры характеризуются размерами зерен разного масштаба и разными типами дислокационной субструктуры. Деформационные субструктуры дают разный вклад в упрочнение материала вблизи поверхности и определяют места зарождения микротрещин. Цикличность процессов упрочнения, разупрочнения и разрушения определяют связь с износом материала. Эволюция субструктуры при приближении к поверхности трения подобна эволюции субструктуры при активной пластической деформации [5]. Однако, повышение температуры за счет трения и различие схемы напряженного состояния в разных участках поверхности трения влияют на формирование дислокационной и субзеренной субструктур, а также на особенности развития деформации на мезоуровне. Степень влияния этих факторов зависит от энергии дефекта упаковки материала и его кристаллографической ориентации. Закономерности структурной эволюции подповерхностных слоев ГЦК монокристаллов, полученных авторами с коллегами, в течении ряда лет представлены в этом докладе.

Испытания на трение проводили по схеме «диск-палец». Деформационные структуры, формирующиеся под поверхностью трения, исследовали на меди и аустенитной марганцевой стали методами просвечивающей электронной микроскопии и дифракции обратно рассеянных электронов. Моделирование осуществляли методом молекулярной динамики.

Основные результаты, полученные после экспериментальных исследований и моделирования, заключаются в следующем.

Моделирование процессов на наноуровне со сдвигом вдоль плоскости трения показывает схожее влияние ориентации плоскости нормального давления на развитие скольжения, наблюдаемое при одноосном сжатии [6]. Движение сдвигом поверхности трения активизирует добавочные системы скольжения от этой поверхности и способствует ориентационной неустойчивости монокристаллов. Максимальная ориентационная неустойчивость $[1\bar{1}\bar{1}]$ -монокристаллов сопровождается образованием стенок из краевых дислокаций между разориентированными областями. Дислокационные стенки находятся в дипольной конфигурации и осуществляют поворот в противоположных направлениях.

В $[1\bar{1}\bar{1}]$ -монокристаллах накопление малоподвижных дислокаций происходит более интенсивно, чем в $[\bar{1}\bar{1}0]$ -монокристаллах. Это обуславливает разное субструктурное упрочнение этих монокристаллов при умеренных деформациях.

Методом просвечивающей электронной микроскопии фиксируется формирование градиентной структуры от поверхности трения, которая может быть представлена набором зон, состоящих из зерен нано-, субмикро- и микрочерен и набора дислокационных субструктур. Образование нанозеренных субструктур происходит в

самом ближнем к поверхности трения слое толщиной 1 мкм. Слой толщиной 7...10 мкм сформирован в меди субмелкозернистой и субзеренной субструктурами, которые отличаются степенью замкнутости границ, вытянутостью, размером, внутренней структурой. Далее наблюдается переход к ячеистой субструктуре разной степени совершенства. Отличительной характеристикой структуры стали является микрополосовая и двойниковая структура перед переходом к слабо выраженной ячеистой субструктуре. Кроме этого, в нанозернах самого внешнего приповерхностного слоя наблюдаются нанодвойники.

Наблюдаемое изменение деформационной структуры при приближении к поверхности трения аналогично эволюции деформационной структуры при увеличении степени активной пластической деформации с учетом влияния увеличения температуры вблизи поверхности трения. Это выражается в эффекте возврата, полигонизационных и рекристаллизационных структурных признаков в соответствующих приповерхностных слоях и объясняет немонотонное изменение локальной скалярной плотности дислокаций.

Расстояние между границами различного типа и дислокационными стенками увеличивается по мере удаления от поверхности трения. Величина средне квадратического отклонения их размеров не позволяет делать вывод о влиянии ориентации монокристаллов на деформационную структуру, формирующуюся при трении.

Ячеистая дислокационная структура, образующуюся в процессе трения проявляет черты самоорганизации, которые отражаются во взаимосвязи размера дислокационных ячеек и скалярной плотности дислокаций. Величина коэффициента взаимосвязи согласуется с величинами при активной пластической деформации.

Наибольшей износостойкостью обладают монокристаллы с ориентацией оси нормальной нагрузки $[100]$. Монокристаллы с ориентацией оси сжатия $[1\bar{1}\bar{1}]$ проявляют ротационную неустойчивость. Во всех монокристаллах наблюдается изменение ориентации при приближении к поверхности трения. Градиент изменения ориентации выше в $[1\bar{1}\bar{1}]$ -монокристаллах по сравнению с $[\bar{1}\bar{1}0]$ -монокристаллами. На микроуровне деформация сопровождается накоплением плавных разориентировок, которые связаны с увеличением числа геометрически необходимых дислокаций и ростом дальнедействующих полей напряжений.

Анализ дислокационной субструктуры и локальных напряжений позволяет предполагать места преимущественного зарождения микротрещин.

Благодарность: авторы благодарят своих коллег, внесших вклад в получение представленных результатов: А.В. Чумаевского, С.Ю. Тарасова, О.С. Новицкую, А.Ю. Никонова, А.В. Филиппова, С.В. Фортуну.

Список литературы

1. A. Moshkovich, L.S. Rapoport, Journal of Materials Research and Technology 2023, 24, p. 3913-3924.
2. I. Garbar, Meccanica 2001, 36, 631–639.
3. S.Yu. Tarasov, et al, Wear 2018, 410–411, p. 210-221.
4. D.V. Lychagin, et al, Tribology International 2020, 147, 106284
5. D.V. Lychagin, et al, International Journal of Plasticity 2015, 69, p. 36-53
6. D.V. Lychagin, et al, Computational Materials Science 2024, 244, 113170.

РАЦИОНАЛИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-FE ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОНКУРЕНТОСПОСОБНЫХ ТОКОПРОВОДЯЩИХ ПРОВОЛОК

А.Е. Медведев, М.Ю. Мурашкин

Уфимский Университет Науки и техники, 450008, ул. Заки Валиди, 32, г. Уфа,
Российская Федерация

Email: medvedev.ae@uust.ru

В данной работе предлагается подход, сочетающий контролируемую высокоскоростную кристаллизацию при литье в электромагнитный кристаллизатор, позволяющую сформировать неравновесное состояние в исходных образцах алюминиевых сплавов, и последующую деформационную обработку, включающую равноканальное угловое прессование и холоднее волочение, что обеспечит дополнительные структурные изменения, направленные на повышение механической прочности материалов. Автор работы ранее провел ряд исследований микроструктуры и

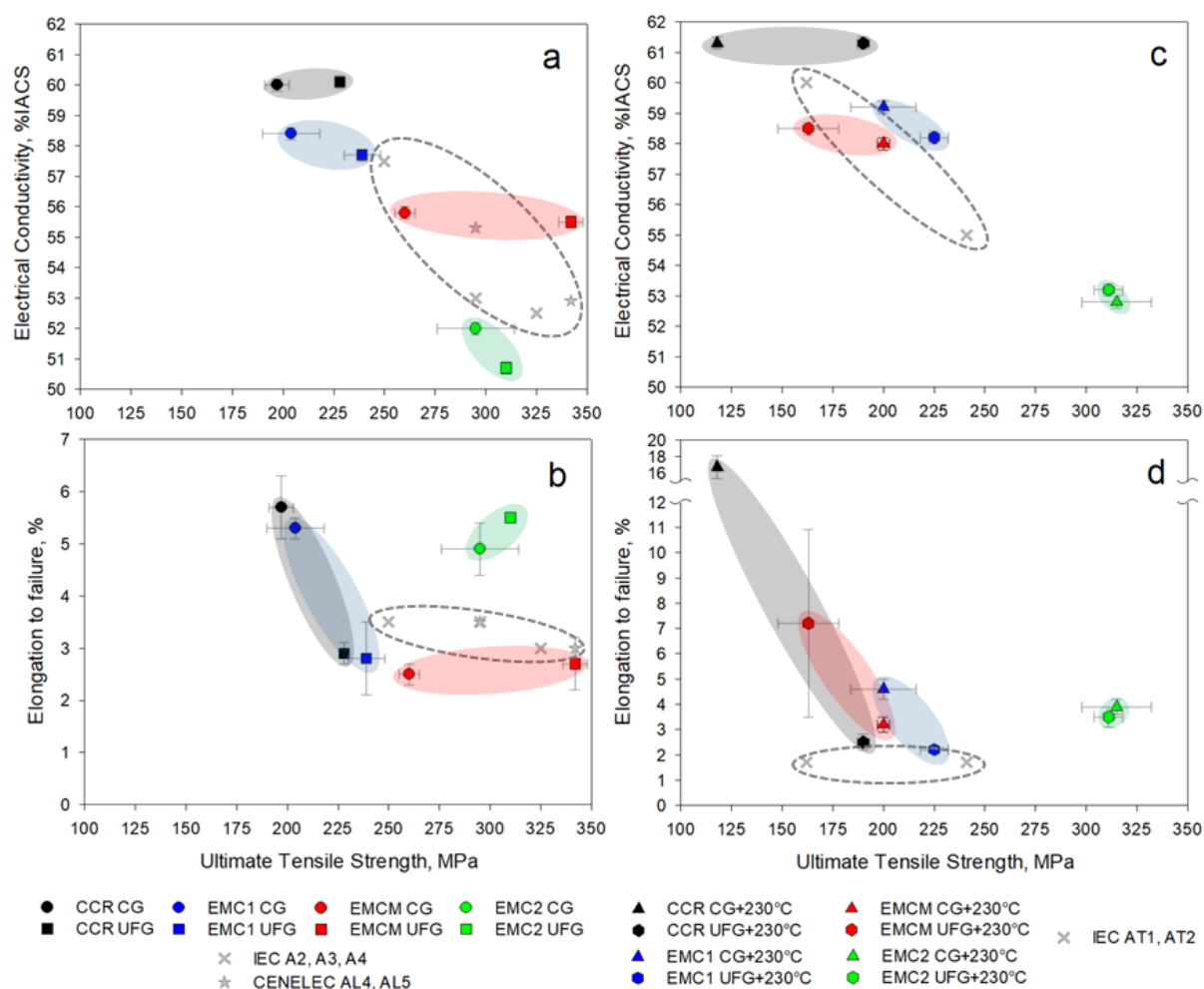


Рисунок 1. Графики комбинаций (а,в) “ σ_B -УЭП” и (в,г) “ σ_B -удлинение до разрушения” для материалов исследования в (а,б) холоддеформированном и (в,г) отожженном состояниях. Цветные области соответствуют значениям свойств следующих сплавов: 8176 (черный), Al-0.5Fe (синий), Al-0.5Fe-0.3Cu (красный) и Al-1.7Fe (зеленый). Области, ограниченные серой пунктирной линией, обозначают минимальные значения требований стандарта IEC 62641-2023.

свойств алюминиевых сплавов систем Al-Fe и Al-Fe-Cu. В данном исследовании были собраны и систематизированы данные по образцам как крупнозернистого (КЗ), полученного методом холодного волочения, так и ультрамелкозернистого (УМЗ) состояний, полученного комбинацией равноканального углового прессования и холодного волочения. Термическое сопротивление проволоки из была проверена в соответствии со стандартом IEC 62641-2023.

Сплав 8176 УМЗ после отжига при 230 °С в течение 1 часа, хотя и соответствует требованиям стандарта IEC 62641, не обеспечивает наиболее важного преимущества — возможности увеличения пропускающей способности, как это делают термостойкие сплавы. Некоторые другие проволоки частично (по крайней мере, по двум параметрам из трех, причем третий находится в пределах допустимого значения) соответствуют этим требованиям, как для холодноволокенных, так и для термообработанных. Следует отметить, что предлагаемые сплавы легированы более распространенными легирующими элементами и в меньшей степени по сравнению с упомянутыми в стандарте, в частности, сплавами Al-Mg-Si и особенно Al-Zr. Термическая обработка предлагаемых сплавов либо отсутствует, либо относительно проста (отжиг при атмосферном давлении при 230 °С в течение 1 ч) по сравнению с той, которая используется для сплавов Al-Mg-Si или Al-Zr. С учетом этого, предлагаемые сплавы Al-Fe и Al-Fe-Cu, находящиеся на грани применимости в соответствии со стандартом IEC 62641-2023, гораздо более привлекательны с экономической точки зрения. Количественная оценка, проведенная с использованием графиков « σ_B - УЭП» и « σ_B - удлинение до разрушения», выявила два момента. Во-первых, она подтвердила, что более чем один сплав потенциально может соответствовать требованиям стандарта IEC 62641-2023. Во-вторых, сплав системы Al-Fe с концентрацией Fe от 0,5 мас.% до 1,7 мас.% потенциально может соответствовать требованиям стандарта IEC 62641-2023 для термообработанных проводов.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 25-19-00633, <https://rscf.ru/project/25-19-00633/>.

ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ НАПРЯЖЕННОСТИ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И ПАРАМЕТРЫ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СОСТАРЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В95пч

Ю.В. Осинская, Д.Р. Нуретдинова

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева

Email: dnuretdinova891@gmail.com

Высокопрочный алюминиевый сплав системы Al-Zn-Mg-Cu (марка В95пч) благодаря оптимальному сочетанию удельной прочности и технологичности широко применяется в ответственных конструкциях авиа- и ракетостроения [1, 2]. Основным методом достижения требуемого комплекса физико-механических свойств для данного сплава является искусственное старение. В последние годы активно исследуется возможность дополнительной обработки цветных сплавов внешними полями непосредственно в процессе старения, в том числе импульсным магнитным полем (ИМП). Однако большинство работ посвящено влиянию постоянных или низкочастотных полей, тогда как роль амплитуды напряженности именно импульсного

магнитного поля в формировании структуры и свойств при старении алюминиевого сплава В95пч остается изучена недостаточно.

В связи с этим целью данной работы является оценка влияния амплитуды напряженности ИМП на микротвердость и параметры тонкой структуры алюминиевого сплава В95пч после старения при температуре 140 °С длительностью 4 ч.

Микротвердость измеряли на микротвердомере HAUSER при нагрузке 100 г и времени нагружения – 7 с. Каждое значение микротвердости получено усреднением по 10 измерениям. Результаты представлены на рисунке 1.

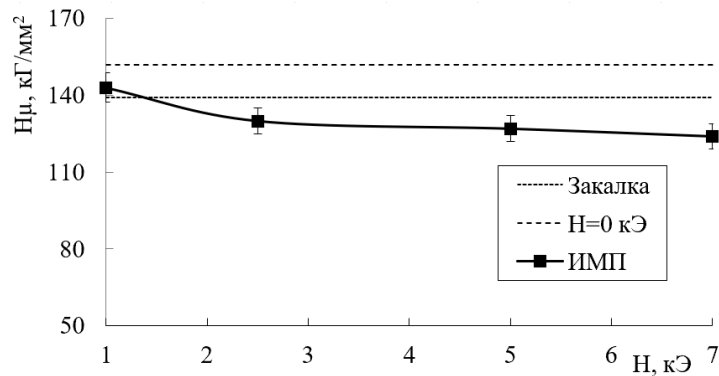


Рисунок 1. Полевая зависимость микротвердости состаренного алюминиевого сплава В95пч

После закалки микротвердость составляет 139 кГ/мм². Старение без наложения поля приводит к росту микротвердости сплава до 152 кГ/мм², что обусловлено формированием зон Гинье-Престона и когерентных фаз (MgZn₂ и Mg₃Zn₃Al₂ [3]), служащих барьерами для движения дислокаций. Наложение ИМП приводит к снижению микротвердости до 18 % при одновременном росте пластичности, что указывает на наличие положительного магнитоэластического эффекта [4].

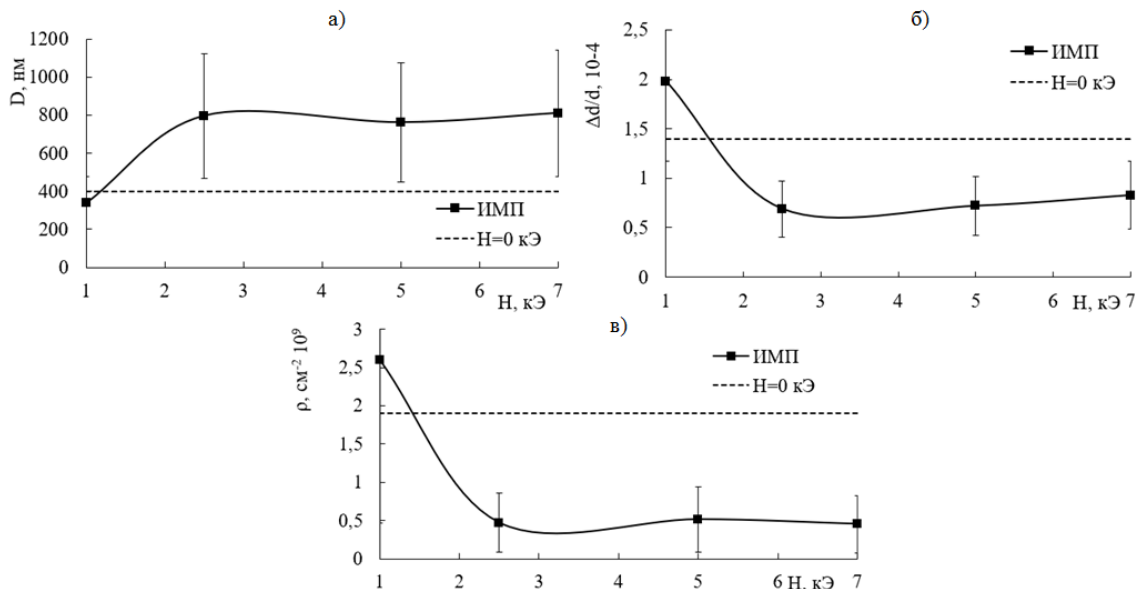


Рисунок 2. Полевая зависимость параметров тонкой структуры: а) средний размер блоков когерентного рассеяния, б) величина относительной микродеформации, в) плотность дислокаций

Рентгеновский анализ проводили на рентгеновской установке ДРОН-2 в СоК α излучении. Результаты расчета параметров тонкой структуры показаны на рисунке 2.

Из рисунка 2 видно, что при амплитуде напряженности ИМП 1 кЭ параметры тонкой структуры практически не отличаются от значений, полученных после старения без наложения поля. Увеличение амплитуды напряженности ИМП приводит к существенным изменениям: средний размер блоков когерентного рассеяния (рис. 2а) возрастает в 2 раза, плотность дислокаций уменьшается (рис. 2 в) в 1,6 раза, а величина относительных микроискажений (рис. 2 б) в 4 раза по сравнению с образцами, состаренными без поля.

Это можно объяснить тем, что при амплитуде ИМП 1 кЭ энергия поля недостаточна для инициирования движения дислокаций и перераспределения дефектов структуры, поэтому параметры остаются на уровне, характерном для чисто термического старения. Повышение амплитуды напряженности ИМП обеспечивает плотность энергии, достаточную для активации структурных перестроек, что проявляется в изменении соответствующих зависимостей. Кроме этого, наблюдается корреляция между полевыми зависимостями микротвердости и параметров тонкой структуры, что согласуется с известными закономерностями процесса старения.

Благодарность: исследование выполнено за счет средств государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, шифр проекта FSSS-2026-0009.

Список литературы

1. В.А. Дуонова, А.В. Трапезников, А.А. Леонов, Е.А. Коренева, Труды ВИАМ 2023, 4 (122), с. 14-26.
2. Ю.Д. Корягин, М.А. Стенников, Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия» 2023, 23, 4, с. 30-37.
3. В.И. Елагин, В.В. Захаров, А.М. Дриц. Структура и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg. М.: Metallurgia. 1982.
4. Ю.И. Головин, ФТТ 2004, 46, 5, с. 769–803.

КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН67МВТЮ (ЭП202) В УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ

А.Г.Пенкин, И.О.Баных, А.Г.Колмаков, В.И.Антипов, Н.А.Минина, Ю.Э.Мухина

ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

E-mail: alexgpenkin@gmail.com

Развитие современной аэрокосмической техники, энергетического машиностроения и специальных отраслей промышленности неразрывно связано с созданием и совершенствованием материалов, способных сохранять структурную стабильность и высокие прочностные характеристики в условиях экстремальных термических и механических воздействий. В спектре конструкционных материалов особое место занимают жаропрочные сплавы на никелевой основе, к числу которых относится сплав ХН67МВТЮ ГОСТ 5632-72, химический состав (масс.%): Cr 17,0-20,0; Mo 4,0-5,0; W 4,0-5,0; Ti 2,2-2,8; Al 1,0-1,5; Fe<4,0; Ni-основа, имеющий промышленное обозначение ЭП202 (ЭИ202). Данный сплав представляет собой сложную многокомпонентную Ni-Cr-Mo-W-Ti-Al систему, упрочняемую интерметаллидной γ' -фазой, и предназначен для длительной эксплуатации при температурах до +800°C, а в

кратковременных режимах — до +850°C. В настоящей работе сплав ЭП202 используется в качестве материала матрицы волокнистого композиционного материала (ВКМ) системы «никель-хромовый сплав — вольфрамовые волокна» получаемого посредством сварки взрывом. Метод сварки взрывом, примененный для изготовления образцов ВКМ, является высокоэнергетическим процессом, обеспечивающим создание прочного физического контакта между разнородными материалами. В системе «никель-хром — вольфрам» данный метод позволяет избежать длительного термического воздействия, которое при традиционных методах диффузионной сварки может приводить к нежелательному росту зерна или образованию хрупких интерметаллидных фаз на границе раздела [1].

Образцы в виде двойной лопатки с размером рабочей части 2x10x30 мм испытывались на статическое растяжение при комнатной температуре со скоростью деформирования $2,8 \times 10^{-3} \text{c}^{-1}$ посредством малошумящей 10-тонной механической машины Instron 3382 с одновременной регистрацией комплекса параметров АЭ (активность, суммарное число сигналов, суммарная энергия АЭ, амплитудный и энергетический спектры, частотный спектр импульсов АЭ) в частотном диапазоне 20-1000 кГц и динамическом диапазоне 84 дБ посредством 2-х каналов АЭ диагностической системы СДС1008/6, обеспечивающих линейную локацию источников АЭ в процессе испытаний [2, 3]. Исследовали однослойные образцы сплава ЭП202 и двухслойные, полученные сваркой взрывом в режимах идентичных условиям при получении ВКМ.

Механические характеристики сплава ЭП202 при статическом растяжении определяются как микроструктурой сплава, так и температурой испытания. Сплав демонстрирует классическое поведение для систем с дисперсионным твердением, сохраняя высокий уровень прочности до температур +700 - 750°C. Микроструктура сплава ЭП202 существенно зависит от метода получения полуфабриката и параметров термической обработки. Основными структурными составляющими сплава являются зерна γ -твердого раствора, внутризеренные выделения γ' -фазы и зернограницные карбиды. Динамика изменения микроструктуры сплава при статическом растяжении, определяет не только его макроскопические механические свойства, но и характер акустико-эмиссионного отклика, мониторинг которого позволяет диагностировать стадии повреждаемости материала в режиме реального времени. При испытании на растяжение образца из сплава ЭП202 можно выделить четыре характерные стадии АЭ активности: АЭ на участке упругого нагружения, на площадке текучести, стадии равномерной пластической деформации и в зоне локализации деформации (образование шейки) и разрушения (рис.1).

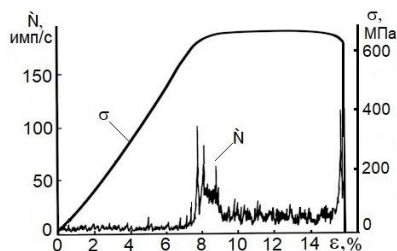


Рис.1. Зависимость активности АЭ \square и напряжения \square от степени деформации \square однослойного образца сплава П202.

Низкий уровень АЭ на стадии упругого деформирования обусловлен работой внутренних концентраторов напряжений и локальной перестройкой дислокационной структуры вблизи поверхности. Максимум активности АЭ на площадке текучести обусловлен массовым стартом дислокационных источников Франка-Рида и лавинообразным преодолением дислокациями барьеров в виде когерентных границ частиц γ' -фазы. Амплитудный спектр АЭ сигналов в этой области коррелирует с размером зерна и плотностью упрочняющих выделений. В процессе образования шейки и ее развития существенное нарастание активности АЭ

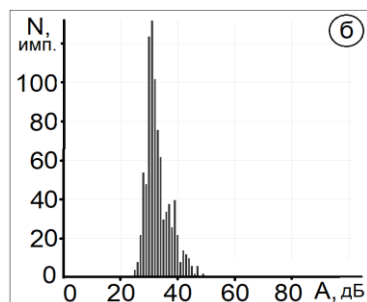
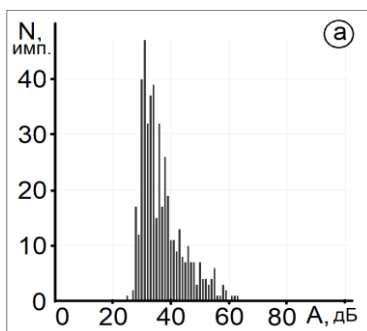


Рис.2. Амплитудный спектр сигналов АЭ при пластической деформации однослойного (а) и двухслойного (б) образца сплава ЭП202

обусловлено процессами разрушения хрупких карбидов, образованием микропор на границах зерен и частиц и, в заключение, зарождением и развитием магистральной трещины. АЭ сигналы на этой стадии обладают наиболее высокой энергией и широким частотным спектром.

При испытании двухслойного образца сплава ЭП202 характер акустико-эмиссионной активности существенно не изменяется и коррелирует с основными стадиями деформации сплава, при этом на стадии пластического течения наблюдается снижение максимальной амплитуды импульсов АЭ с 63 дБ для однослойного (рис.2, а) до 45 дБ и существенно возрастает количество низкоамплитудных (25-30 дБ) импульсов АЭ для двухслойного образца (рис.2, б). Таким образом граница раздела, с одной стороны, служит барьером для развития и движения крупных дислокационных скоплений, и, с другой стороны, концентратором напряжений и источником подвижных дислокаций и, соответственно, низкоамплитудных импульсов АЭ.

Список литературы

1. Пенкин А.Г., Банных И.О., Антипов В.И., Колмаков А.Г., Минина Н.А., Мухина Ю.Э. Исследование механизмов деформации и разрушения волокнистых композиционных материалов методом акустической эмиссии // Перспективные материалы, 2025, № 10, с. 78-88.
2. Семашко Н.А., Шпорт В.И., Марьин Б.Н. и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении. // М: Машиностроение. – 2002. –239 с.
3. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Маслов Л.И. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости. М.: Интерконтакт Наука. 2005. 69 с.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОЙ ФРАГМЕНТАЦИИ И УПРОЧНЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

В.П. Пилюгин, Т.П. Толмачёв, А.М. Пацелов, Д.А. Сосян, Д.И. Мелкозёров, К.А. Постовалова

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

Email: pilyugin@imp.uran.ru

За последние десятилетия получены обширные данные по закономерностям образования деформационных наноструктур большинства переходных металлов, число публикаций превышает сотни тысяч.

Актуально изучение поведения тугоплавких металлов, доля публикаций по которым существенно меньше в силу ряда технических и методических трудностей в их

обработке. Изучены структурные изменения, вызванные большими пластическими деформациями при комнатной температуре, с нагревами 650-700 К под высоким давлением 10-12 ГПа, наиболее тугоплавких металлов с различными типами кристаллической решётки: ОЦК - W, Mo, ГЦК - Ir, ГПУ – Re. Измерена микротвёрдость (ПМТ-3) их исходного и деформированного состояний.

Обработку как квадратных, так и дисковых образцов на заданную деформацию выполняли в керамических из ВК-6 в форме усечённого тупоугольного конуса наковальнях Бриджмена, температуру при нагреве измеряли хромель-алюмелевой термопарой. Применяли ряд структурных методов: металлографию, рентгеновскую дифрактометрию на отражение и на просвет в синхротронном излучении, просвечивающую и сканирующую электронные микроскопии.

Общим для исследованных металлов является деформационное формирование диссипативных микроструктур с различными как по форме, так и по размерам, микро- и нанокристаллитов, что определяется дислокационной подвижностью конкретного металла.

Гомологическая температура деформирования иридия составляла от 0,11 до 0,23. Начальная твёрдость Ir по Виккерсу составляла 1,96–2,35 ГПа, сильнодеформированного 6,86–8,23 ГПа. Фрагментация структуры Ir, вызванная сдвиговой деформацией больших величин, привела к формированию сравнительно совершенной наноструктуры с большими углами разориентировки кристаллитов.

Гомологическая температура деформирования рения составляла 0,09–0,19. Начальная твёрдость Re составляла 7,0 ГПа, деформированного – 25-30 ГПа. Данное значение твердости – на пределе измерения ПМТ-3. Можно определённо считать, что полученное деформационное упрочнение рения является максимально достигнутым среди чистых металлов. При большой деформации Re образовалась наноструктура без микротрещин, с высокими углами взаимной разориентировки и сравнительно острым распределением по размерам.

Гомологическая температура деформирования вольфрама составляла 0,08–0,17. Часть образцов W деформировали с нагревом выше точки хладноломкости 350 °С. Образцы W, обработанные при температуре выше температуры хладноломкости, сохраняли целостность и при визуальном и металлографическом исследовании не имели микро- и макротрещин. Исходная твёрдость W составляла 3,48-3,80 МПа, деформированного 10,0 – 12,0 МПа. В образцах вольфрама, обработанных ниже точки хладноломкости, обнаружены микротрещины, образование которых препятствовало приготовлению фольг для электронной микроскопии.

Результаты, аналогичные поведению вольфрама при деформации под высоким давлением, были получены на молибдене, с разницей в том, что в Mo образование микротрещин не было обнаружено.

В изученных металлах двойников деформационного происхождения не обнаружено, что обусловлено высокими значениями их энергий дефектов упаковки.

Благодарность: Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН, ЦКП «СЦСТИ» на базе УНУ "Комплекс ВЭПП-4 – ВЭПП-2000" в ИЯФ СО РАН, в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

ДИСЛОКАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННЫЙ РОСТ НАНОПОР В МЕТАЛЛАХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ: ПАРАМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

А.А. Попов, А.Е. Майер

Физический факультет ЧелГУ, Челябинск

Email: popov.a.a@csu.ru

Исследование механизмов роста нанопор в металлах под нагрузкой критически важно для прогнозирования разрушения материалов в экстремальных условиях (ударные воздействия, высокоскоростная деформация). Дислокационная модель В.С. Красникова и А.Е. Майера (2015) предлагает перспективный подход для описания этого процесса, но требует детального анализа влияния параметров.

Целью работы является провести параметрическое исследование дифференциального уравнения, описывающего эволюцию радиуса поры $R(t)$ в модели Красникова-Майера, и определить ключевые закономерности роста поры в зависимости от: начального радиуса, скорости деформации и плотности дислокаций путем численного решения уравнения.

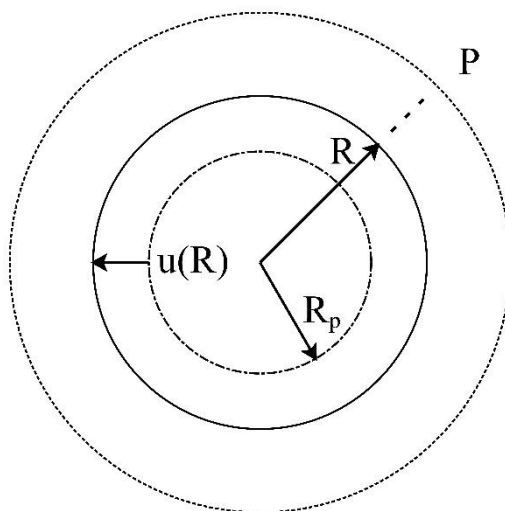


Рис. Схема относительного расположения R , R_p и $u(R)$. R — текущий радиус пустоты, R_p — пластически стабилизированный радиус пустоты в состоянии без внешнего напряжения, $u(R)$ — упругое смещение, изменяющее радиус пустоты от R_p до R . P — давление вдали от поверхности пустоты.

Благодарность: Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда, проект №24-19-00684.

Список литературы

1. Krasnikov, V.S., Mayer, A.E., 2015. Plasticity driven growth of nanovoids and strength of aluminum at high rate tension: Molecular dynamics simulations and continuum modeling. *Int. J. Plast.* 74, 75–91. doi:10.1016/j.ijplas.2015.06.007.
2. Mayer, A.E., Mayer, P.N., 2020. Strain rate dependence of spall strength for solid and molten lead and tin. Original paper doi:10.1007/s10704-020-00440-8.

ВАРИАТИВНОСТЬ ЗНАЧЕНИЙ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ТРУБНОГО ПРОКАТА ИЗ СТАЛИ 09Г2С

С.О. Рогачев, А.В. Моляров

НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия

Email: csaap@mail.ru

Конструкционная низколегированная сталь 09Г2С находит широкое применение для строительства нефтегазовых трубопроводов, в том числе в суровых климатических условиях крайнего севера. Требования к входному контролю трубной продукции хладостойкого исполнения обязательно включают проведение испытаний на ударный изгиб. Нормы ударной вязкости устанавливают либо по согласованию изготовителя с потребителем непосредственно при заказе трубной продукции, либо регламентируют ее минимально допустимый уровень в соответствии с нормативной документацией ($KCV^{-40} \geq 29,4$ Дж/см²). При этом зачастую наблюдается расхождение результатов приемочных испытаний с данными производителя даже в пределах одного трубного фрагмента. Такой разброс значений ударной вязкости главным образом обусловлен неоднородностью распределения остаточных микронапряжений по окружности трубы в случае ее производства из листового проката с применением сварочных технологий, а также неравномерностью структуры самого металла с возможными скоплениями перлитной составляющей для бесшовных труб. В связи с этим для металловедов и инженеров-конструкторов представляет интерес не столько анализ отдельных значений ударной вязкости, как получение их обобщенного показателя – критической температуры хрупкости, определяющей хладостойкость стали.

В работе получены фактические значения ударной вязкости при пониженных температурах на образцах, отобранных от бесшовных труб из стали 09Г2С в состоянии поставки после закалки с отпуском (термоулучшение) и отвечающих металлу разных партий. На основе этих данных построены сериальные кривые хладноломкости. Испытания на ударный изгиб проводили на поперечных стандартных образцах Шарпи с V-образным надрезом глубиной 2 мм и вырезанных из срединной части стенки трубы.

Показано, что все образцы труб из стали 09Г2С обладают хорошим запасом пластичности в диапазоне рабочих температур (от -40 до -60 °С) вплоть до -110 °С, где наблюдается минимально допустимое значение в 29 Дж/см². Кривые хладноломкости демонстрируют пологую убывающую зависимость ударной вязкости от температуры. Явное снижение ударной вязкости происходит только ниже -20 °С. В области переходных температур имеется тенденция к повышенному разбросу значений, что показывает необходимость в увеличенном количестве испытаний для этого интервала.

Исследование стабильности распределения значений ударной вязкости и сопоставление сериальной кривой хладноломкости на трубах разных партий показало близкие результаты для нижней полки и возможное варьирование уровня верхней полки в пределах до 50 Дж/см². Сдвиг кривых хладноломкости коррелирует с распределением значений ударной вязкости. Так, среднее значение KCV^{-40} лежит в интервале 230...280 Дж/см², а KCV^{-60} составляет 215...250 Дж/см². При этом установленная критическая температура хрупкости для всех труб имеет близкие значения: -91...-92 °С.

ВЛИЯНИЕ РОЛИКОПРАВИЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР КРИВЫХ ТЕЧЕНИЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ И ТИТАНА

С.О. Рогачев^{1,2}, А.Е. Шелест¹, В.А. Андреев¹, Д.В. Тен²

¹ ИМЕТ РАН, Москва, Россия

² НИТУ «МИСИС», Москва, Россия

Email: csaap@mail.ru

Исследовано влияние роликоправильной обработки (РПО) полос из циркониевого сплава Э635 и титанового сплава ВТ6 на их механические свойства и характер кривых течения. Сплав Э635 взят в отожженном состоянии, а сплав ВТ6, как в отожженном, так и в горячекатаном состоянии (г/к). РПО полос номинальной шириной 20 мм и толщиной 2 мм (сплав Э635) и 3 мм (сплав ВТ6) осуществляли на прецизионной роликоправильной машине ARKU 25/21, один проход которой соответствует 19 актам изгиба.

Механические свойства определяли при испытании полнотолщинных (толщина образца соответствовала толщине полосы) разрывных образцов на машине INSTRON 5569, которые вырезали из полос до и после изгиба, в соответствии с ГОСТ 1497-84. Скорость деформации образцов составляла 0,002 с⁻¹. Для точного измерения деформации использовали видеоэкстензометр. Уравнения кривых течения описывали согласно модели Надаи, $S = A \cdot e_1^n$, где S – истинное напряжение, определяемое в интервале от условного предела текучести до начала образования шейки; e_1 – интенсивность главных истинных деформаций; n – коэффициент деформационного упрочнения.

Табл. 1. Механические свойства и уравнения кривых течения, полученные при испытании на растяжение плоских образцов из циркониевого и титанового сплавов

Сплав	Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	Уравнение кривой течения
Э635	Отжиг	343	486	25,8	$S = 780,1 \cdot e_1^{0,162}$
	РПО $N = 1$	322	493	24,3	$S = 916,0 \cdot e_1^{0,169}$
	РПО $N = 3$	347	507	25,4	$S = 842,6 \cdot e_1^{0,169}$
ВТ6	Г/к	988	1119	16,9	$S = 1430,8 \cdot e_1^{0,070}$
	РПО $N = 1$	992	1122	18,8	$S = 1383,9 \cdot e_1^{0,061}$
	РПО $N = 3$	956	1120	12,2	$S = 1428,0 \cdot e_1^{0,072}$
	Отжиг	833	937	12,9	$S = 1281,0 \cdot e_1^{0,092}$
	РПО $N = 1$	975	1056	13,4	$S = 1271,7 \cdot e_1^{0,053}$

Полученные результаты обобщены в Табл. 1. Установлено, что РПО за N проходов ($N = 1$ или 3), сохраняя геометрию полосы, не оказывает заметного влияния на механические свойства сплава Э635 в отожженном состоянии и сплава ВТ6 в горячекатаном состоянии. Об этом также свидетельствует схожесть кривых течения и коэффициентов деформационного упрочнения. В случае отожженного сплава ВТ6 влияние РПО на механические свойства более выражено: после одного прохода условный предел текучести увеличивается более, чем на 15%, а коэффициент деформационного упрочнения снижается почти в 2 раза (с 0,092 до 0,053).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00320-26-00.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ЛЬДА ЗА СЧЕТ ВВЕДЕНИЯ В ЕГО СТРУКТУРУ МАКРОМОЛЕКУЛ ПОЛИМЕРА

В.В. Родаев, А.О. Жигачев, А.И. Тюрин, В.А. Тюрин, Т.С. Пирожкова

Научно-образовательный центр «Наноматериалы и нанотехнологии» Тамбовского государственного университета имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

Email: rodadev1980@mail.ru, tyurinalexander@yandex.ru

Лед, как строительный материал Арктической зоны, обладает множеством преимуществ, например, легкость добычи и изготовления, идеальное соответствие климатическим условиям, простота строительства, низкая стоимость, экологичность. Однако природный лед имеет и ряд существенных недостатков – низкие значения прочности и пластичности [1]. Наиболее распространенным подходом к повышению прочности льда является его армирование волокнами различной природы [2]. Альтернативным способом упрочнения льда является воздействие на его микроструктуру. Так, в [3] введение в лед гидрофильных наночастиц целлюлозы и синтетического диоксида кремния позволилократно повысить его прочность на сжатие вследствие уменьшения размера его зерен, что находит объяснение в рамках соотношения Холла-Петча. В [4] было установлено, что поливиниловый спирт (ПВС) ингибирует рост зерен льда. Таким образом, представляется возможным, что подобно гидрофильным наночастицам макромолекулы ПВС способны влиять на прочность льда через воздействие на его зеренную структуру. В этой связи, целью данной работы было исследование влияния содержания ПВС в пресноводном льду на его прочность на сжатие и величину деформации.

Для получения водных растворов с массовой долей (ω) полимера в диапазоне 0...6 мас.% использовали ПВС с молярной массой около 1×10^5 г/моль и степенью гидролиза выше 99 %.

Образцы чистого льда и ледовых композитов (ЛК) размером 10x10x20 мм изготавливали путем заливки дистиллированной воды и растворов с различной ω полимера в изолированные друг от друга ячейки размером 10x10x20 мм специально изготовленных фторопластовых кювет. Кюветы располагали внутри морозильного ларя PF 32L4 NFW (Hiberg, Китай). Образцы замораживали в течение 48 ч при -15 °С.

Механическую прочность изготовленных образцов тестировали методом одноосного сжатия с постоянной скоростью деформирования в климатической камере сервогидравлической испытательной машины MTS 870 Landmark (MTS, США). Продувкой камеры парами жидкого азота поддерживал внутри нее температуру воздуха -15 °С, соответствующую температуре изготовления ледовых материалов. Скорость относительной деформации во всех экспериментах была 4×10^{-3} с⁻¹. Образцы деформировали вдоль ребра 20 мм. Мерой прочности на сжатие образцов являлось пиковое напряжение (σ_p), выдерживаемое ими в ходе испытания и определяемое из диаграммы «инженерное напряжение (σ) – относительная деформация (ϵ)».

На Рис. 1а приведена зависимость $\sigma_p(\omega)$, из которой видно, что величина σ_p монотонно возрастала с $12,5 \pm 1,0$ до $23,6 \pm 0,8$ МПа в диапазоне $\omega = 0 \dots 0,1$ мас.%. При дальнейшем увеличении ω наблюдался сначала незначительный спад величины σ_p , связанный с переходом от хрупкого к вязкому разрушению ЛК в диапазоне $\omega = 0,1 \dots 0,3$ мас.%, сменяющийся последующим резким ростом σ_p . σ_p достигала значения $37,4 \pm 1,4$ МПа при 6 мас.% ПВС, когда наблюдалось вязко-пластическое течение ЛК.

На Рис. 16 представлена зависимость $\varepsilon_p(\omega)$ (ε_p – относительная деформация материала, соответствующая σ_p). Из Рис. 16 можно видеть, что ε_p слабо возрастала с увеличением ω в диапазоне $\omega=0\dots0,1$ мас.%. Так, если для чистого льда $\varepsilon_p=0,37\pm0,02\%$, то для ЛК, содержащего 0,1 мас.% ПВС, ε_p была $0,55\pm0,04\%$. При переходе от хрупкого к вязкому разрушению ЛК ε_p начинала возрастать сильнее за счет увеличения ее пластической составляющей с ростом ω . При увеличении ω ПВС с 0,3 до 6 мас.% ε_p возросла с $0,66\pm0,03\%$ до $4,80\pm0,26\%$.

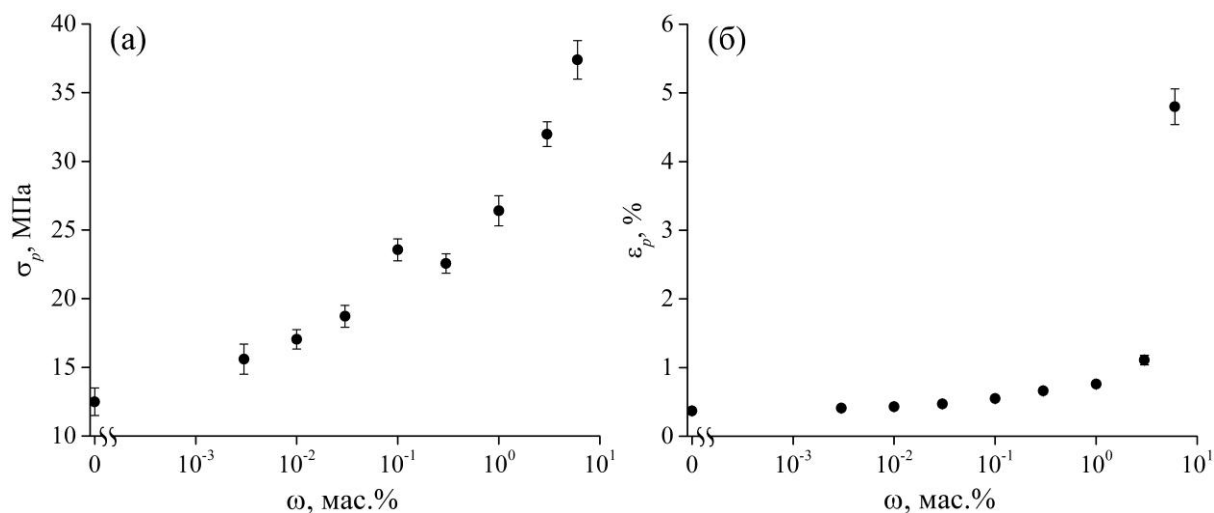


Рисунок 1. Зависимости прочности на сжатие σ_p (а) и относительной деформации ε_p (б) ЛК от массовой доли ω ПВС.

Сопоставляя полученные результаты, приведенные на Рис. 1, можно сделать вывод, что введение в пресноводный лед ПВС в достаточно небольшой концентрации позволяет значительно увеличить как его прочность на сжатие, так и величину его относительной деформации. Так, если для чистого льда $\sigma_p=12,5\pm1,4$ МПа, а $\varepsilon_p=0,37\pm0,02\%$, то для ЛК с 6 мас.% ПВС эти параметры имели значения $37,4\pm1,4$ МПа и $4,80\pm0,26\%$ соответственно.

Причина повышения σ_p и ε_p пресноводного льда с увеличением содержания в нем ПВС может быть обусловлена следующим. Располагаясь по границам зерен льда и контактируя друг с другом по средствам водородных связей, макромолекулы ПВС способны образовывать гибкие полимерные сети, которые не только препятствуют росту зерен, что способствует упрочнению льда с увеличением ω ПВС, но и сами повышают σ_p такого ЛК за счет собственной прочности, о чем может свидетельствовать наблюдаемый резкий рост σ_p при $\omega \geq 1$ мас.%, когда с повышением ω ПВС количество локальных полимерных сетей возрастает на столько, что они начинают формировать единую прочную и гибкую полимерную сеть. В результате значительно возрастает не только σ_p , но и ε_p льда.

Благодарность: Исследование проведено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема FEMG-2025-0008, Рег. № 125121014120-6).

Список литературы

1. Y. Wang, G. Chen, B. Wan, G. Cai, Construction and Building Materials, 2020, 232, p. 117287.
2. N.K. Vasiliev, A.D.C. Pronk, I.N. Shatalina, F.H.M.E. Janssen, R.W.G. Houben, Cold Regions Science and Technology, 2015, 115, p. 56–63.
3. Y.I. Golovin, A.A. Samodurov, A.I. Tyurin, V.V. Rodaev, D.Y. Golovin, V.M. Vasyukov, S.S. Razlivalova, V.M. Buznik, Journal of Composite Science, 2023, 7, p. 304.
4. C. Su, H. Wang, W. Cai, X. Shao, Journal of Molecular Liquids, 2024, 402, a.n. 124795.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Р.Р. Саитова, А.Р. Арутюнян

Математико-механический факультет, Санкт-Петербургский государственный университет, 198504, г. Санкт-Петербург, Россия

Email: rigastr@yandex.ru

Точность оценки прочности и долговечности конструктивных элементов зависит от того, насколько достоверно математическая модель описывает процессы деформирования и повреждения материала в критических зонах в условиях высокотемпературной ползучести. Крайне важно, с какой точностью определяются физические параметры материала, входящие в математическую модель. Особое внимание необходимо уделять экспериментальным исследованиям процессов высокотемпературной ползучести. В данном исследовании изучаются изменения параметров модели в зависимости от температуры испытаний и концентрации водорода. Предложены зависимости, описывающие влияние температуры и концентрации водорода на параметры модели. Полученные выражения точно описывают изменения параметров системы для различных сплавов.

Для описания процесса высокотемпературной ползучести предложена модифицированная система кинетических уравнений ползучести и параметра поврежденности [1, 2]. Получены аналитические решения этой системы. На основе условия разрушения, при котором параметр сплошности равен нулю, сформулирован критерий длительной прочности, способный описывать область хрупкого разрушения. Были исследованы изменения параметров модели в зависимости от температуры испытаний и концентрации водорода [3]. Предложены выражения для параметров рассматриваемой модели в зависимости от температуры ползучести и концентрации водорода. Полученные выражения точно описывают эволюцию параметров системы для стали STBA 25 (сталь 5Cr-0.5Mo), кремнийсодержащей стали STB 410 (сталь 0.2C) и никелевого суперсплава NCF 750-B (суперсплав 15.5Cr-2.5Ti-0.7Al-1Nb-7Fe на основе никеля) при различных температурах [4–6]. Таким образом, предложенная система взаимосвязанных кинетических уравнений для скорости ползучести и параметра поврежденности позволяет описывать кривые длительной прочности при различных температурах и концентрациях водорода, что демонстрирует универсальность предложенной системы кинетических уравнений.

Теоретическая и практическая значимость работы заключается в том, что ее результаты вносят существенный вклад в механику рассеянного повреждения (механику континуального разрушения). Предложенная система взаимосвязанных кинетических уравнений для скорости ползучести и параметра поврежденности позволяет описывать ползучесть, повреждаемость и длительную прочность металлов и сплавов при различных температурах и концентрациях водорода, включая условия ступенчатого нагружения [7], что доказывает универсальность системы. Результаты могут быть использованы для более точного описания процессов ползучести, повреждения и длительной прочности, протекающих в металлических материалах и сплавах в условиях длительной высокотемпературной ползучести.

Список литературы

1. A. Arutyunyan, R. Arutyunyan, R. Saitova, Journal of Physics: Conference Series 2020, 1474 (1), 012005.
2. R. Saitova, A. Arutyunyan, H. Altenbach, Acta Mechanica 2024, 235 (10), p. 6033-6055.

3. R. Saitova, A. Arutyunyan, Book of abstracts IWPDF 2025 4th International Workshop on Plasticity, Damage and Fracture of Engineering Materials 2025, p. 117.
4. National Research Institute for Metals. Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties of 0.2 Silicon-Killed steel tubes for boilers and heat exchangers (STB 410). Creep Data Sheet No. 7B. 1988.
5. National Research Institute for Metals. Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties of 5Cr-0.5Mo Steel Tubes for boilers and heat exchangers (STBA 25). Creep Data Sheet No. 12B. 1988.
6. National Research Institute for Metals. Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties of Nickel based 15.5Cr-2.5Ti-0.7Al-1Nb-7Fe Superalloy Bars for High-Temperature Service. Creep Data Sheet No. 39. 1988.
7. A. Arutyunyan, R. Saitova, Doklady Physics 2024, 68 (7), p. 203-206.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛАСТИН ИЗ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ТРЕЩИН ТОКОМ

И.С. Сугоняко¹, Д.В. Таров¹, Е.А. Корзникова¹, С.В. Дмитриев^{1,2}

¹ Уфимский государственный нефтяной технический университет

² Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН

Email: sgnilya@mail.ru

Множество конструкций во всех отраслях промышленности работает в условиях циклического нагружения. Рост образовавшейся в ходе циклического нагружения усталостной трещины часто может привести к разрушению конструкции. Существующие методы ремонта дефектных конструкций требуют колоссальных затрат и не всегда применимы. Поэтому большой интерес представляет создание новых способов залечивания дефектов. Залечивания дефектов в виде усталостных трещин можно достигнуть путем обработки детали импульсным током высокой плотности. Данный метод основан на том, что воздействие электромагнитных или электрических полей на дефектный образец приводит к концентрации повышенной плотности тока в вершине трещины, что вызывает локальный нагрев и расплавление материала вблизи этой вершины и последующее схлопывание трещины за счет возникших термических сжимающих напряжений [1]. Стоит отметить, что данный метод позволяет залечивать трещины без их предварительного обнаружения и воздействия на неповрежденную часть заготовки [2]. Сложности применения данной технологии на практике возникают из-за необходимости подбора оптимального режима обработки, обеспечивающего достаточный нагрев для расплавления материала вблизи трещины и не приводящего к возникновению различных дефектов [3]. Также сложности возникают из-за недостаточной изученности воздействия импульсного тока при залечивании трещин на механические свойства и структуру конкретных материалов.

Целью данной работы является выращивание усталостных трещин в плоских образцах из стали 09Г2С путем циклического нагружения, их залечивание импульсным током высокой плотности, проведение механических испытаний на растяжение залеченных образцов и исследование изломов после разрушения.

В качестве материала исследований использовали плоские образцы из стали 09Г2С с предварительно нанесенным U-образным концентратором напряжений. Далее проводили выращивание трещин на сервогидравлической машине путем циклического растяжения. Размер выращенных трещин составлял 1,09 – 1,17 мм. Далее проводили залечивание трещин шестью последовательными импульсами тока на экспериментальной

установке, конструкция и принцип работы которой описаны в работе [4]. После залечивания образцы подвергали испытаниям на растяжение на разрывной машине Instron. Изломы исследовали с помощью растрового электронного микроскопа.

Результаты механических испытаний продемонстрировали, что образцы с залеченными трещинами отличались большей площадью под кривой диаграммы растяжения и более высоким пределом прочности и относительным удлинением по сравнению с незалеченным образцом. Исследование изломов выявило различный характер разрушения залеченных и незалеченных образцов.

Благодарность: Эксперименты проведены сотрудниками кафедры «Оборудование и технологии сварки и контроля» и Центра реверсивного инжиниринга Уфимского государственного нефтяного технического университета. Исследование выполнено в рамках программы Министерства науки и высшего образования Российской Федерации «ПРИОРИТЕТ 2030».

Список литературы

1. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. М.: «Металлургия», 1977. с. 360.2. У.
2. Y. Zhou, R. Qin, S. Xiao, G. He, B. Zhou, Reversing effect of electropulsing on damage of 1045 steel. J. Mater. Res. – 2000. – Vol 15, No. 5. – P. 1056–1061.
3. K.V. Kukudzhyanov, E.A. Korznikova, A.V. Chentsov, S.V. Dmitriev A Novel Approach to Determining the Parameters of Electric Pulse Healing of Fatigue Cracks. Materials Letters. – 2026. – Vol. 404. – P. 139565.3.
4. A.Y. Morkina, D.V. Tarov, G.R. Khalikova, A.S. Semenov, P.S. Tatarinov, I.A. Yakushev, S.V. Dmitriev. Comparison of the Effect of Electroplasticity in Copper and Aluminum. Facta Universitatis, Series: Mechanical Engineering. – 2024. – Vol. 22, No. 4. – P. 615–632.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЩЕЛОЧНЫХ СРЕД

В.А. Федоров¹, Т.Н. Плужникова¹, Д.В. Балыбин¹, В.М. Тютюнник²,
С.Н. Плужников¹

¹ ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина»

² ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный технический университет»

Email: fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Аморфные металлические сплавы (АМС), представляют собой класс материалов с уникальными физико-химическими свойствами, обусловленными их неупорядоченной атомной структурой [1], в частности, повышенной коррозионной стойкостью [2]. Коррозионное поведение АМС определяется синергическим влиянием химического состава, атомной структуры и состояния поверхности сплава на процессы в агрессивной среде. Установление этих процессов и разработка сплавов с оптимизированной коррозионной стойкостью является одной из ключевых задач современного материаловедения, открывающей широкие перспективы для применения АМС в разнообразных областях, от биомедицины до энергетики.

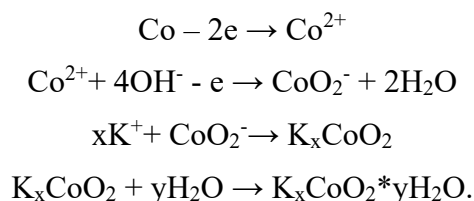
Цель работы: исследование механического поведения аморфных сплавов на основе кобальта АМАГ-170 ($\text{Co}_{70,42}\text{Fe}_{4,72}\text{Ni}_{10,46}\text{Si}_9\text{Mn}_{2,1}\text{B}_2\text{Cr}_{1,3}$), АМАГ-180 ($\text{Co}_{78,65}\text{Fe}_{4,03}\text{Ni}_{4,73}\text{Si}_{7,22}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,49}$), АМАГ-186 ($\text{Co}_{85,41}\text{Fe}_{2,27}\text{Si}_{5,15}\text{Mn}_{4,07}\text{B}_2\text{Cr}_{1,1}$) выдержанных в течение 2-х часов в щелочных растворах состава $x\text{M KOH} + \text{умM KSCN}$, где $x = 0,05; 1; y = 0,5; 1,0; 5,0; 10,0$. Образцы после выдержки в растворе подвергали испытанию на разрывной машине Instron-5565, со скоростью движения траверсы 0,1 мм/мин.

Проведены исследования по установлению зависимости предела прочности материалов от концентрации исходных растворов. Установлено, что при повышении концентрации роданида имеет место тенденция уменьшения предела прочности, однако при малых концентрациях роданида (0,5 мМ KSCN) предел прочности незначительно увеличивается ~5%, относительно фонового раствора. Эта особенность наблюдается для всех исследуемых сплавов. Предел прочности в максимальных концентрациях растворов используемых в данной работе может падать до 10-15 % относительно исходного состояния.

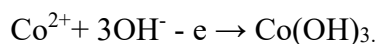
Исследования морфологических особенностей поверхностей разрушения показали, что без воздействия растворов наблюдается хорошо развитый венный узор и разрушение сопровождается скольжением. После воздействия щелочного раствора также присутствует венный узор, но венозная структура менее развита и незначительна. При добавлении роданида калия в разных концентрациях венного узора практически нет и скол хрупкий.

При воздействии щелочной среды с добавками KSCN наблюдаются сколы, трещины и рельеф, не характерные для разрушения аморфных сплавов в исходном состоянии. В исходном состоянии скол имеет более четкие границы, при добавлении роданида калия характер скола меняется, наблюдается расслоение границы скола. На поверхности образцов и на торцевой поверхности сколов (рис. 1) наблюдаются кристаллические образования и изменения рельефа поверхности (с образованием выпуклостей и впадин). Размер кристаллических образований на поверхности варьируется от 0,5 мкм до 2 мкм. Элементный анализ этих образований показал, что они состоят преимущественно из калия (12%), кислорода (20%) и кобальта (57%), другие элементы составляют около 11%.

По всей видимости, на поверхностях скола и образца образуется неорганическое соединение, представляющее собой смешанный оксид калия и кобальта $KCoO_2$. Кобальт переходит в щелочной среде в соединение переменного состава, $K_xCoO_2 \cdot yH_2O$ путем следующих реакций:

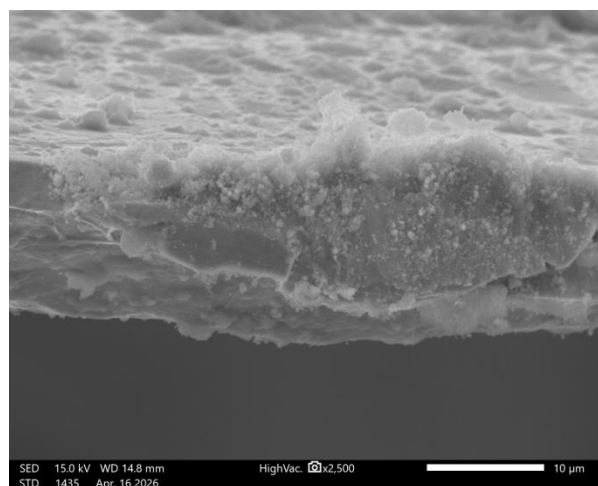
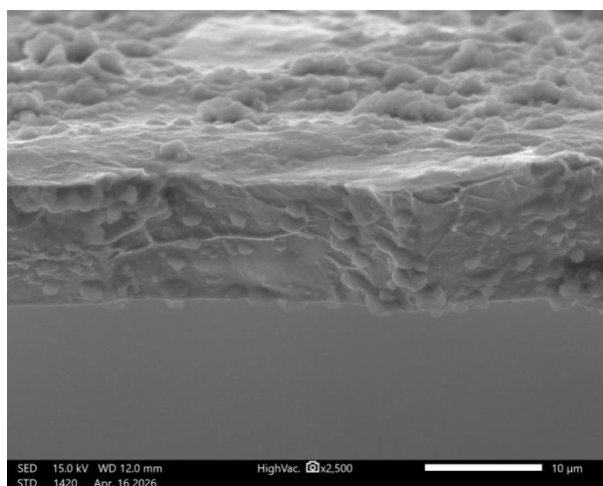


Кроме того, параллельно может протекать процесс образования гидроксида кобальта:



При увеличении концентрации роданида калия количество осадка увеличивается.

Таким образом, морфологические особенности разрушения в аморфных сплавах на основе кобальта после воздействия щелочных сред представляют собой разрушение, характерное для аморфных сплавов с образованием венного узора. Добавление роданида калия приводит к смене механизма разрушения, делая скол более хрупким, с расслоением материала и образованием на поверхности рыхлого осадка $K_xCoO_2 \cdot yH_2O$ и гидроксида кобальта $Co(OH)_3$.



а)

б)

Рисунок 1. Торцевая поверхность скола сплава АМАГ-180: а) 0,05 М КОН+5 мМ КССН; б) 0,05 М КОН+10 мМ КССН.

Благодарность: Результаты частично получены с использованием оснащения Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина

Список литературы

1. А.М. Глезер, И.Е. Пермякова, Нанокристаллы, закаленные из расплава, 2012, 359 с.
2. В.М. Иевлев, С.В. Канькин, Т.Н. Ильинова, М.С. Володина, Е.В. Бобринская, А.С. Баикин, В.В. Вавилова, Д.В. Сериков, Кристаллизация, механические и коррозионные свойства аморфного сплав $Fe_{76,5}P_{13,6}Si_{4,8}Mn_{2,4}V_{0,2}C_{2,5}$, Неорганические материалы, 2016, Т.52, №7, с. 734-742.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ 9% Cr СТАЛИ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

А.Э. Федосеева

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия

Email: fedoseeva@bsuedu.ru

Высокоуглеродистые хромистые стали, в частности марка Р911, являются перспективными материалами для энергетического машиностроения, работающими в условиях длительного воздействия высоких температур и нагрузок. Повышение температуры закалки рассматривается как эффективный способ улучшить дисперсность упрочняющих фаз, однако влияние этого технологического параметра на долговременную прочность при ползучести остается неоднозначным и требует детального анализа. Целью работы являлось изучение влияния температуры закалки (1050°C и 1150°C) на дисперсность карбонитридов МХ и карбидов $M_{23}C_6$, а также на вклад дисперсионного упрочнения в сопротивление ползучести стали Р911 при температуре 650°C.

В качестве материала исследования была выбрана широко используемая за рубежом сталь типа Р911 ($Fe-0,12C-8,7Cr-0,9W-1Mo-0,2V-0,07Nb-0,05N$, мас.%). Было проведено два режима термической обработки: закалка с 1050°C и 1150°C (1 ч, воздух) с последующим отпуском при 750°C (3 ч, воздух). Испытания на ползучесть

выполнены при 650°C в диапазоне напряжений 120-160 МПа. Микроструктурный анализ обеспечивался методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, включая EBSD-анализ.

Повышение температуры закалки приводит к росту среднего размера исходного аустенитного зерна с 25 до 93 мкм, однако ширина мартенситных реек (около 0,53 мкм) и плотность дислокаций ($\sim 2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$) не зависят от температуры закалки. Ключевое различие заключалось в дисперсности карбонитридов МХ. После закалки с 1050°C наблюдалась бимодальное распределение размеров: крупные NbX (40 нм) и более мелкие VX (30 нм). После закалки с 1150°C сформировались преимущественно (V,Nb)X-частицы средним размером 20 нм, а объемная доля карбонитридов МХ снизилась с 0,17% до 0,06%. Это указывает на их более полное растворение при высокой температуре закалки.

При комнатной температуре повышение температуры закалки дало прирост предела текучести на 40 МПа, преимущественно за счет дисперсионного упрочнения по механизму Орована. При 650°C разница в прочности нивелировалась из-за смены механизма взаимодействия дислокаций с частицами. При ползучести под высокими напряжениями (160-120 МПа) образцы после закалки с 1150°C показали увеличение времени до разрушения в 4-10 раз. Это было связано с резким снижением минимальной скорости ползучести и увеличением продолжительности установившейся стадии ползучести. Однако при снижении напряжения (~ 90 МПа) положительный эффект от высокой закалки исчезал: предел длительной прочности при 650°C на базе 100 000 часов составляла 70–75 МПа для обоих режимов, в то время как предел ползучести до деформации 1% оставался выше на 32% для более высокой температуры закалки.

Ключевым фактором повышения сопротивления ползучести после закалки с 1150°C явилось дополнительное выделение (V,Nb)X карбонитридов на переходной стадии ползучести. Это приводило к увеличению их объемной доли с 0,10% до 0,29% и, несмотря на укрупнение, позволяло сохранить достаточно высокое значение напряжения отрыва на уровне 30–34 МПа. В образцах после закалки с 1050°C карбонитриды VX только укрупнились, и напряжение отрыва снижалось до 17–22 МПа уже на переходной стадии ползучести.

Анализ кинетики роста частиц $M_{23}C_6$ и МХ карбонитридов показал, что постоянные скорости укрупнения карбонитридов VX и карбидов $M_{23}C_6$ при ползучести не зависят от температуры закалки и составляют $\sim 3,4\text{--}7,7 \times 10^{-14} \text{ мкм}^5/\text{с}$ и $\sim 1,3\text{--}2,5 \times 10^{-11} \text{ мкм}^4/\text{с}$ соответственно. Это означает, что в процессе длительной ползучести разница в дисперсности фаз, созданная исходной термической обработкой, нивелируется. В результате при низких напряжениях и больших временах выдержки микроструктурная эволюция протекает одинаково вне зависимости от температуры закалки, что и объясняет исчезновение прироста длительной прочности.

Таким образом, повышение температуры закалки с 1150°C позволяет сформировать более дисперсные частицы (V,Nb)X в отпущенном состоянии. Положительный эффект высокой температуры закалки на сопротивление ползучести при 650°C и высоких приложенных напряжениях обусловлен вторичным дополнительным выделением МХ карбонитридов на переходной стадии ползучести, что обеспечивает высокое напряжение отрыва дислокаций от массива равномерно распределенных частиц. При длительной ползучести постоянные скорости укрупнения упрочняющих фаз одинаковы для обоих режимов термической обработки, что приводит к нивелированию различий в структуре и исчезновению прироста сопротивления ползучести при низких напряжениях.

Полученные результаты показывают, что повышение температуры закалки является эффективным способом повышения краткосрочной прочности при ползучести, но не позволяет существенно улучшить длительную (100 000 ч) прочность стали P911.

Благодарность: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования (грант № FZWG-2026-0004).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КИНЕТИКИ ВИНТОВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ГЕНЕРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

Д.Н. Черепанов

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Email: d_n_ch@mail.ru

Интенсивности генерации собственных точечных дефектов

$$\Delta c_i \Delta a^{-1} = w_i S_D^s S_D^{-1} b \bar{c}_j, \quad (1)$$

$$\Delta c_{1v} \Delta a^{-1} = w_{1v} S_D^s S_D^{-1} b \bar{c}_j, \quad (2)$$

$$\Delta c_{2v} \Delta a^{-1} = w_{2v} S_D^s S_D^{-1} b \bar{c}_j, \quad (3)$$

в деформируемых металлах и сплавах зависят от доли площади $S_D^s S_D^{-1}$, заматаемой винтовыми сегментами, расширяющихся дислокационных петель, испускаемых дислокационными источниками, и от средней плотности порогов \bar{c}_j на винтовых сегментах. В формулах (1)-(3): $w_i = 1/2$, $w_{1v} = 1/12$, $w_{2v} = 5/12$; b - модуль вектора Бюргерса, $\Delta a = b S_D n N$ - приращение сдвиговой пластической деформации, осуществляемой скольжением дислокаций; Δc_k - приращение концентрации точечных дефектов k -го типа (межузельных атомов, вакансий и бивакансий); $S_D = S_D^e + S_D^s = D_e D_s$ - средняя площадь, заматаемая дислокационными петлями; $D_e = B_r^e (\tau_f + \alpha G b \rho^{1/2}) G^{-1} b^{-1} \rho^{-1}$ и $D_s = B_r^s (\tau_f + \alpha G b \rho^{1/2}) G^{-1} b^{-1} \rho^{-1}$ - диаметры зоны сдвига; $\tau = \tau_f + \alpha G b \rho^{1/2}$ - сдвиговое напряжение; τ_f - напряжение сопротивления скольжению недислокационной природы; G - модуль сдвига. Пороги образуются только при пересечении винтовых сегментов с винтовыми дислокациями некомпланарных систем скольжения. Плотность винтовых сегментов сдвигообразующих дислокаций обозначена через ρ_m^s , $\rho = \rho_m^e + \rho_m^s$ - суммарная плотность сдвигообразующих дислокаций по периметру зоны сдвига $P_D = (F_e D_s + F_s D_e)$.

Максимальная величина $\bar{c}_j = \beta_j \xi 0.5(1 - w_D) F_e D_s \rho_m^s$ для \bar{c}_j оценивается, исходя из того, что винтовые сегменты добираются до границы зоны сдвига, пробегая в среднем расстояние $0.5(1 - w_D) F_e D_s$ и на этом пути пересекаются с винтовыми дислокациями плотностью $\beta_j \xi \rho_m^s$. Более точные оценки могут быть получены на основе рассуждений о торможении винтовых сегментов с порогами на расстоянии свободного пробега $\ell_d = k_d \rho^{-1/2}$ и огибании этих сегментов соседними, что может уменьшить как долю площади $S_D^s S_D^{-1}$, так и \bar{c}_j в пределах одного порядка. Однако очевидно, что величина \bar{c}_j , а, значит, и интенсивность генерации точечных дефектов, существенно зависит от закона изменения плотности винтовых дислокаций ρ_m^s . Таким образом, адекватная модель

генерации и накопления точечных дефектов должна учитывать кинетику винтовых дислокаций.

Уравнения кинетики деформационных дефектов в объёме зоны сдвига имеют вид

$$\dot{c}_i = \dot{a} S_D^s S_D^{-1} b \bar{c}_j - w_e b^2 \rho_m D_i c_i - K_R w_{1v}^i c_i c_{1v} D_i - K_R w_{2v}^i c_i c_{2v} D_i, \quad (4)$$

$$\dot{c}_{1v} = \dot{a} w_{1v} S_D^s S_D^{-1} b \bar{c}_j - w_e b^2 \rho_m D_{1v} c_{1v} - b^{-2} K_R (c_i D_i (w_{1v}^{1v} c_{1v} - w_i^{2v} w_{2v}^i c_{2v}) - w_{1v}^{1v} (c_{1v})^2 D_{1v}), \quad (5)$$

$$\dot{c}_{2v} = \dot{a} S_D^s S_D^{-1} b \bar{c}_j - w_e b^2 \rho_m D_{2v} c_{2v} - K_R b^{-2} (w_i^{2v} c_i c_{2v} D_{2v} + (w_{1v}^{1v} c_{1v})^2 D_{1v}), \quad (6)$$

$$\dot{\rho}_m^e = \dot{a} F_e b^{-1} D_e^{-1} (1 - w_m^w) - (2\rho_m^e)^{3/2} b (D_i w_m^i c_i + D_{1v} w_m^{1v} c_{1v} + D_{2v} w_m^{2v} c_{2v}). \quad (7)$$

$$\dot{\rho}_m^s = \dot{a} F_s b^{-1} D_s^{-1} (1 - 48^{-1} \pi^{-1} \tau_f^{-2} G^2 b^2 w_{as} \rho_m^s). \quad (8)$$

Совместно с выражением $\tau = \tau_f + \alpha G b \rho^{1/2}$ эта система дифференциальных уравнений позволяет получать теоретические зависимости от сдвиговой деформации a при некоторых условиях деформирования, например, $\dot{a} = 10^{-4} \text{ c}^{-1}$, $T = 300 \text{ K}$, как сдвигового напряжения τ , так и плотностей дислокаций, и концентраций точечных дефектов. В уравнениях используются сокращения $D_k = 12\nu_D \exp(-U_k^m k_B^{-1} T^{-1})$, $w_k^k = \beta_k (\beta_k^{sum})^{-1}$ – доля

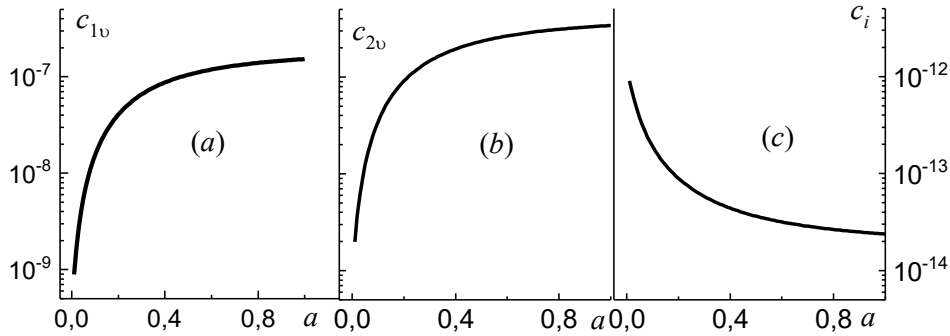


Рисунок 1. Кривые течения монокристаллов Си (а); Си-8 ат. %Al (б); Си-12 ат. %Al (в). Точками указаны экспериментальные кривые; сплошные линии – модельный расчёт

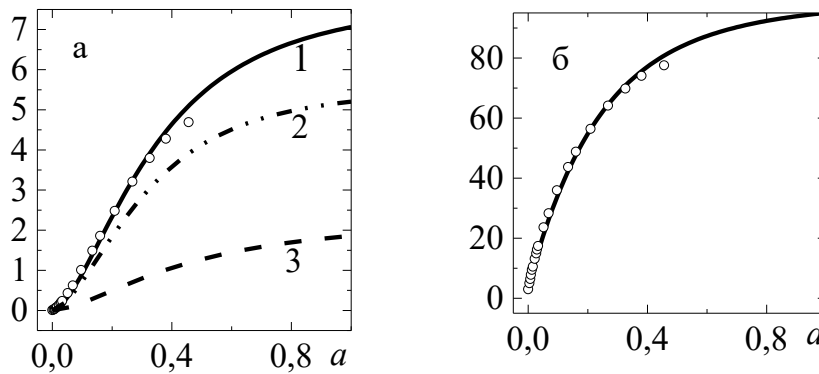


Рисунок 2. а – плотности дислокаций: 1-суммарная, 2 винтовых, 3 – краевых, круги – экспериментальные данные для меди; б – кривая упрочнения

мощности стока \bar{k} - го типа относительно суммарной мощности β_k^{sum} для точечных дефектов k - го типа (стоки – дислокации и другие точечные дефекты), и постоянные

$v_D = 10^{13} \text{ c}^{-1}$, $k_B = 1.38066 \cdot 10^{-23} \text{ Дж / К}$; w_m^W – доля краевых сегментов перестраивающихся в малоугловые стенки; w_{as} – доля винтовых сегментов, способных аннигилировать.

Согласно результатам моделирования (рис. 1 и 2), плотности краевых и винтовых сегментов взаимосвязаны следующим образом: при снижении аннигиляции винтовых сегментов, увеличивается плотность порогов и интенсивность генерации точечных дефектов, что приводит к интенсификации аннигиляции краевых сегментов.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (FEMN-2026-0003).

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРА БИОСОВМЕСТИМОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr С УТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ

**Ю.П. Шаркеев^{1,2}, А.Ю. Ерошенко¹, Е.В. Легостаева¹, И.А. Глухов¹,
А.И. Толмачев¹, П.В. Уваркин¹, В.П. Кузнецов³**

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050, Томск, пр. Ленина 36

³ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, 620062, Екатеринбург, ул. Мира, д. 19

Email: sharkeev@ispms.ru

Изучено влияние ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния на механические характеристики, особенности деформационного поведения и микроструктуру биосовместимого низко модульного сплава Ti-39,5Nb-5Zr при одноосном квазистатическом растяжении.

Исследовали сплав состава (мас. %) Ti-39,5Nb-5Zr (Ti≤55,20; Nb≤39,53; Zr≤5,32; Fe≤0,03). Сплав изготовлен на ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» (Россия, г. Верхняя Салда). УМЗ состояние в заготовках сплава сформировано комбинированным методом ИПД, который включал свободное абс-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом [1].

Использован метод инфракрасной термографии для измерения температурного поля на поверхности образцов в процессе деформирования при растяжении, который позволил изучать процессы теплообразования, обусловленные диссипацией энергии в процессе деформирования сплава [2].

Показано, что формирование комбинированным методом абс-прессования с многоходовой прокаткой объемной УМЗ многофазной структуры, состоящей из β-, α-, и ω-фаз, приводит к повышению механических характеристик сплава при сохранении модуля упругости и оказывает значительное влияние на деформационное поведение при растяжении. При переводе сплава Ti-39,5Nb-5Zr в УМЗ состоянии наблюдается повышение предела текучести на 12%, предела прочности на 90%, микротвердости на 28%, и снижение пластичности на 50% и модуля упругости на 6% по сравнению с крупнокристаллическим (КК) состоянием сплава. Повышение механических свойств в

сплаве после ИПД обеспечивается УМЗ состоянием и связано с субструктурным упрочнением и дисперсионным упрочнением наночастицами α -, и ω -фаз.

Установлено, что на начальном этапе деформирования при растяжении образцов УМЗ сплава до истинной деформации $\varepsilon \sim 0,125$ не наблюдается тепловыделения, что свидетельствует о том, что практически вся работа пластической деформации идёт на увеличение внутренней энергии. Перед разрушением УМЗ сплава наблюдается резкое повышение средней температуры в рабочей части образцов (на 35 °С) и снижение коэффициента деформационного упрочнения (до -15 ГПа), что сопровождается локальным разупрочнением сплава и формированием областей с разориентированной ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой и крупных фрагментов в многофазной структуре, состоящей из β -, α - и ω -фаз. Показано, что для сплава с КК структурой на начальном этапе деформации, где не происходит изменения температуры, коэффициент деформационного упрочнения в 1,5 раза меньше по сравнению с УМЗ состоянием. Разрушение образцов КК сплава характеризуется образованием полос деформации и областей с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой.

Обсуждаются вопросы, связанные с механизмами эволюции микроструктуры сплава Ti-39,5Nb-5Zr в УМЗ и КК состояниях при разрушении.

Благодарность: Работа выполнена в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии и наук, тема FWRW-2026-0005. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН. Авторы выражают благодарность в проведении ряда экспериментов сотрудникам Национального исследовательского Томского политехнического университета В.П. Вавилову, А.О. Чулкову и Национального исследовательского Томского государственного университета В.А. Скрипняку, А.А. Козулину, В.В. Скрипняку.

Список литературы

1. Sharkeev Yu., Eroshenko A., Legostaeva E., Kovalevskaya Z., Belyavskaya O., Khimich M., Epple M., Prymak O., Sokolova V., Zhu Q., Sun Z., H. Zhang Development of Ultrafine-Grained and Nanostructured Bioinert Alloys Based on Titanium, Zirconium and Niobium and Their Microstructure, Mechanical and Biological Properties // Metals. 2022. V. 12. No.7. P. 1136.
2. Вавилов В.П. Инфракрасная термография и тепловой контроль М.: Спектр. 2009. 544 с.

ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОМ ОХРУПЧИВАНИИ

К.И. Перескокова^{1,2}, Д.В. Зайцев^{1,2}, А.А. Куклина^{1,2}

¹ Уральский государственный горный университет, г. Екатеринбург

² Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

Email: [kseniya_pereskokova@mail.ru](mailto:kсениya_pereskokova@mail.ru)

Прочностные характеристики твердых тел могут сильно зависеть от окружающей среды. Примером такого влияния можно назвать адсорбцию — явление поглощения молекул среды поверхностью твердого тела [1]. Данное явление было обнаружено П.А. Ребиндером в 1928 г. и потому носит название «эффект Ребиндера» [2]. Особенно ярко этот эффект проявляется при контакте с жидкостями, наиболее близкими твердому телу по молекулярной природе. Явление снижения прочностных характеристик металлов под

воздействием жидких металлов носит название жидкометаллического охрупчивания (LME) [3].

В работе рассматривался алюминиевый сплав АД с процентным содержанием чистого алюминия не менее 99%. Пластина сплава была подвергнута отжигу для снятия внутренних напряжений, после чего из нее были изготовлены образцы размером 7мм × 3мм × 0.9 мм. Для снятия образовавшегося при резке нагара поверхность образцов так же подвергалась полировке.

Перед испытанием образцы были разделены на две группы по 10 шт. в каждой для определения поведения алюминия в нормальных/комнатных условиях и под воздействием расплавленного металла. Образцы одной из групп погружали в жидкий галлий на 20 минут, а затем дополнительно на одну из сторон рабочей поверхности наносили тонкий слой галлия, необходимый для дальнейшей адсорбции. Механические испытания проводились по схеме одноосного растяжения со скоростью 0,5 мм/мин.

Из профилей/форм кривых можно видеть, что деформационное поведение алюминия не изменялось: наблюдается линейный участок, соответствующий упругой деформации, а затем, после характерного перегиба, продолжительный нелинейный участок, на котором происходит пластическая деформация. Оба случая соответствуют поведению пластичных материалов. Отличия наблюдались в механических свойствах. Так, у образцов, подверженных влиянию галлия, предел текучести был ниже на ~28%, предел прочности – на ~33%, а способность к деформации – а ~60% в сравнении с теми же значениями для образцов в исходном состоянии. Данные указывают на то, что процессы адсорбции начинают оказывать влияние еще на стадии упругой деформации.

Дальнейшее снижение прочностных характеристик связано с большим количеством концентраторов напряжений и процессом ЖМО в вершине трещины, что облегчает зарождение и рост основной трещины. Ее рост, вызванный объединением сателлитных трещин, подтверждает пластичное поведение металла. Процесс охрупчивания при этом наблюдается по всей поверхности образца в виде большого количества малых трещин.

Анализ поверхности изломов образцов показал, что в обоих случаях присутствует процесс локализации деформации, т.е. образование шейки. При этом сужение в области шейки заметно больше у образцов в исходном состоянии. Поверхность излома данной группы образцов соответствовала пластичным материалам, в то время как после воздействия галлия на поверхности наблюдался рельеф, характерный для межзеренного разрушения. Таким образом, воздействие галлия изменяет характер разрушения с вязкого на хрупкий.

Благодарность: Выражается благодарность Министерству образования и науки Российской Федерации за финансовую поддержку через проект тематики научных исследований, включаемых в планы научных работ научных организаций и образовательных организаций высшего образования, осуществляющих научные исследования за счет средств федерального бюджета (код научной темы № FEUZ-2026-0007).

Список литературы

1. Ребиндер П.А. Поверхностные явления в дисперсионных явлениях, Физико-химическая механика: Избранные труды. М.: Наука, 1979, с. 384.
2. Щукин Е.Д. Вестн. Моск. ун-та. Сер. 2. Химия, 2012, Т. 53 № 1, с. 50-72.
3. Малкин А.И., Попов Д.А. Физика металлов и металловедение, 2022, Т. 123 № 12, с. 1313-1324.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМОМЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

У.А. Кукарская¹, И.М. Подсекина¹, А.А. Куклина^{1,2}, К.И. Перескокова^{1,2},
М.Е. Меженев^{1,2}, Д.В. Зайцев^{1,2}

¹ Уральский государственный горный университет, г. Екатеринбург

² Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

Email: zaytsev@m.ursmu.ru

В работе были проведены механические испытания на микротвёрдость композитов на основе порошков оксида алюминия $\{Al_2O_3\}$ и алюминия $\{Al\}$ после отжига при температурах 250 °С и 400 °С. В результате были получены характерные особенности изменения микротвёрдости оксида алюминия $\{Al_2O_3\}$ в зависимости от концентрации в нём Al_2O_3 .

Значения микротвёрдости у образцов из алюминиевого порошка при добавлении оксида алюминия равномерно увеличивается с увеличением его доли и минимальна у чистого оксида алюминия. После отжига образцов при температурах 250 °С и 400 °С увеличивает микротвёрдость образцов, содержащих алюминий. Отжиг при температурах 250 °С и 400 °С, которые достаточны для спекания алюминия, является малыми для формирования прочного керамического каркаса из Al_2O_3 (1500 °С).

Исследование микроструктуры образцов показало, что на всех исследованных образцах частицы оксида алюминия распределены достаточно равномерно по объёму алюминиевой матрицы. Крупных агломератов или областей, полностью лишённых упрочнителя, не обнаружено. Это подтверждает, что подготовка порошковой смеси (перемешивание компонентов) и последующее холодное одноосное прессование были выполнены корректно. Образцы с 10 % оксида демонстрируют минимальную пористость. При увеличении содержания керамики до 50 % количество пор возрастает незначительно, что связано с естественными трудностями уплотнения твёрдых частиц при прессовании. При 90 % оксида пористость становится заметной: на снимках видны открытые поры с резкими границами, образовавшиеся там, где алюминия оказалось недостаточно для заполнения пустот между частицами керамики. Именно эта повышенная дефектность, наряду с ослаблением межфазных границ, объясняет резкое падение микротвёрдости при переходе от 90 % к 100 % оксида алюминия.

Таким образом, микроструктурные исследования показали, что метод холодного одноосного прессования позволяет получать алюминиевые композиты с достаточно плотной и однородной структурой в широком диапазоне составов. Наилучшее сочетание равномерности распределения фаз, плотности контакта между компонентами и минимальной пористости достигается при содержании оксида алюминия от 10 % до 50 %. При 90 % оксида структура становится более дефектной, что приводит к росту хрупкости, хотя твёрдость остаётся высокой благодаря жёсткому керамическому каркасу.

Благодарность: Выражается благодарность Министерству образования и науки Российской Федерации за финансовую поддержку через проект тематики научных исследований, включаемых в планы научных работ научных организаций и образовательных организаций высшего образования, осуществляющих научные исследования за счет средств федерального бюджета (код научной темы № FEUZ-2026-0007).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ МЕДИ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Д.Н. Абдуллина¹, И.В. Хомская¹, С.В. Разоренов², Г.В. Гаркушин², А.С. Савиных²

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

² Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, г. Черногловка, Россия

Email: abdullina@imp.uran.ru

Изучено влияние высокоскоростной деформации на эволюцию структуры и свойства сплавов Cu-0.03 Zr и Cu-0.10 Cr (мас.%). Механические свойства исследовали в условиях ударного сжатия. Ударно-волновые эксперименты проводили в специальной взрывной камере, при этом давление составляло 5.2-7.0 ГПа, скорость деформации в разгрузочной части волны сжатия перед откольным разрушением - $(0.9-2.0) \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$. Регистрация профилей скорости свободной поверхности образцов осуществлялась с помощью Доплеровского измерителя скорости VIZAR, имеющего временное разрешение $\sim 1 \text{ нс}$. Субмикроструктурная (СМК) структура (0.5-1.0 мкм) была получена методом динамического канально-углового прессования - ДКУП, разработанным в РФЯЦ-ВНИИТФ, г. Снежинск. При ДКУП материалы деформируются со скоростями до $\sim 10^5 \text{ с}^{-1}$, т.е. на шесть порядков выше, чем при известном квазистатическом методе РКУП. Показано, что на результирующую структуру материала при ДКУП оказывают влияние высокоскоростная деформация простого сдвига, ударно-волновая деформация сжатия и температура. Преобразование исходной крупнокристаллической (КК) структуры в СМК происходит за счет фрагментации и частичного деформационного старения с выделением наноразмерных частиц Cu_5Zr и Cr. Анализ эволюции структуры и свойств: динамического предела упругости (σ_{HEL}), динамического предела текучести (Y) и динамической (откольной) прочности (σ_{sp}) сплавов до и после ДКУП по различным режимам позволил оценить влияние дисперсности и дефектности кристаллической структуры на ее сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Показано, что измельчение зерна от КК (200–400 мкм) до СМК состояния (0.5–1.0 мкм) увеличивает σ_{HEL} и Y сплава Cu–0.03% Zr в 1.9 и 1.8 раза, но уменьшает его σ_{sp} в 1.4 раза. Последующие отжиги при 400 и 450°C, сопровождающиеся распадом пересыщенного твердого раствора с выделением наноразмерных (3-5 нм) частиц Cu_5Zr , позволяют увеличить характеристики упруго-пластического перехода в 3.0 и 3.7 раза и повысить σ_{sp} до уровня КК-аналога. Определен режим комбинированной обработки: ДКУП, $n=3$, и отжиг при 450°C, 1 ч, позволяющий получить СМК-сплав Cu–0.03% Zr с высокими динамическими характеристиками и микротвердостью. Установлено, что диспергирование структуры сплава Cu–0.10% Cr от КК до СМК-состояния не только значительно увеличивает σ_{HEL} и Y в 3.7 и 2.6 раза, но и приводит к увеличению откольной прочности (σ_{sp}) в 1.5 раза. Таким образом, упрочняющий эффект ДКУП сохраняется в экстремальных условиях ударно-волнового нагружения при субмикросекундных длительностях нагрузки.

Работа выполнена в рамках госзаданий Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН («Структура» № 122021000033-2) и для ФИЦ ПХФ и МХ РАН (тема FFSG-2024-0001 № 124020600049-8).

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КРЕМНИЯ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

С.А. Аккузин¹, И.Ю. Литовченко^{1,2}, Н.А. Полехина¹, А.В. Ким^{1,2},
В.В. Осипова^{1,2}, В.М. Чернов³

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³ АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва

Email: s.akkuzin@ispms.ru

Одним из ключевых факторов, сдерживающих развитие современной энергетики, является потребность в конструкционных материалах, отвечающих растущим жестким эксплуатационным требованиям. Оболочки тепловыделяющих элементов реакторов нового поколения преимущественно изготавливают из аустенитных и ферритно-мартенситных сталей. Однако большинство таких сталей содержат высокоактивируемые элементы (Ni, Co, Mo, Nb, Al, Cu, N и др.). Из-за наведенной радиоактивности отработанные материалы требуют хранения более тысячи лет, прежде чем станут безопасными для переработки и повторного применения. В связи с этим в качестве перспективных конструкционных материалов рассматриваются малоактивируемые аустенитные стали, позволяющие существенно сократить время спада наведенной активности и уменьшить период промежуточного хранения (менее 100 лет).

Разработанные ранее малоактивируемые аустенитные стали имели меньшую стабильность аустенита в условиях пластической деформации и облучения по сравнению с традиционными хромоникелевыми сталями. В наших работах были разработаны варианты таких сталей с более высокой стабильностью аустенита. Исследования термической стабильности этих сталей в условиях длительной выдержки при 700 °С показали активное выделение карбидов $M_{23}C_6$, а в ряде случаев – образование σ -фазы, вызывающей интенсивное охрупчивание материала. Локализация выделения указанных фаз существенно зависит от исходного структурного состояния стали. В связи с этим в рамках текущего этапа исследований поставлена задача по дальнейшей модификации химического состава сталей для подавления выделения Cr-содержащих карбидов, а также по корректировке режимов термомеханической обработки с целью устранения карбидных скоплений и повышения эксплуатационной надежности.

Был оптимизирован химический состав и выплавлен методом вакуумной индукционной плавки новый вариант малоактивируемой хромомарганцевой аустенитной стали Fe-26Mn-9Cr-W-Ti-V-Ta-2Si. Для подавления склонности выделения карбидов в этом составе стали уменьшили содержание Cr и C, а также повысили содержание Si в 2-3 раза. После выплавки был проведен электрошлаковый переплав и горячая ковка для получения плоской заготовки. Исходное состояние (ИС) стали получали с помощью нагрева и выдержки при 1100 °С длительностью 1 час с последующей закалкой в воду. После этого были применены два вида термомеханических обработок: холодная деформация прокаткой (ХД) со степенью деформации $\epsilon = 20\%$ (за несколько проходов) и горячая деформация прокаткой (ВТМО) с предварительным нагревом до 1100 °С со степенью деформации $\epsilon = 50\%$ (за несколько проходов с промежуточными подогревами).

Особенности микроструктуры стали Fe-26Mn-9Cr-W-Ti-V-Ta-2Si в ИС, после ХД и ВТМО исследованы методами растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии, включая анализ дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Данные EBSD показали, что в ИС микроструктура представлена равноосными аустенитными зёрнами, содержащими двойники отжига. Методами ПЭМ в объеме зерен выявлены высокая плотность дислокаций, деформационные микродвойники, а также сложные карбиды типа MC (M = Ta, Ti, Si, W, V). Характерный размер данных карбидов составляет ~ 100 нм, при этом отдельные частицы могут достигать нескольких микрометров. Вдоль границ зерен преимущественно локализованы карбиды типа M₂₃C₆ (M = Cr, Fe, Mn). Установлено, что указанные карбидные фазы сохраняются после ХД и ВТМО. При этом характерное для предыдущих вариантов сталей скопление карбидов в виде «дорожек» в микроструктуре не обнаружено.

По данным EBSD анализа, ХД приводит к умеренной фрагментации зеренной структуры. При этом двойники отжига в данном состоянии практически отсутствуют. Исследования методом ПЭМ показали, что внутри аустенитных зерен формируется высокая плотность деформационных микродвойников. В отдельных областях микроструктуры наблюдаются дефекты упаковки, а в зонах пересечения деформационных микродвойников или локального повышения плотности дислокаций выявлены фрагменты ϵ -мартенсита.

ВТМО способствует более интенсивной фрагментации с формированием высокой плотности малоугловых границ. Несмотря на высокую температуру обработки, в зёрнах образуются деформационные микродвойники и дефекты упаковки. Их плотность ниже, чем после ХД, однако сопоставима с таковой в ИС.

Результаты испытаний на одноосное растяжение стали в ИС, после ХД и ВТМО приведены в табл. 1. Полученные механические характеристики находятся на уровне показателей других малоактивируемых аустенитных сталей, что подтверждает перспективность предложенного состава. Наиболее сбалансированный комплекс прочностных и пластических свойств наблюдается после ВТМО.

Таблица 1 – Механические свойства малоактивируемой аустенитной стали

Состояние стали	Температура растяжения, °С	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
Исходное	20	248 ± 3	684 ± 3	65,8 ± 2,1
	650	124 ± 1	317 ± 3	41 ± 1,9
	700	115 ± 5	265 ± 7	45,5 ± 1,8
Холодная деформация, $\epsilon = 20\%$	20	738 ± 47	882 ± 22	22,6 ± 7,7
	650	376 ± 20	424 ± 20	12 ± 1,1
	700	363 ± 21	402 ± 16	16,3 ± 1,7
Высокотемпературная деформация, $\epsilon = 50\%$	20	428 ± 18	772 ± 2	55,1 ± 2,5
	650	287 ± 17	354 ± 9	28,1 ± 3,1
	700	273 ± 15	311 ± 6	29 ± 1

Таким образом, исследована микроструктура новой малоактивируемой аустенитной стали Fe-26Mn-9Cr-W-Ti-V-Ta-2Si с повышенным содержанием Si в ИС, после ХД и ВТМО. Показано, что применение электрошлакового переплава обеспечивает формирование однородной структуры без скоплений карбидов типа MC в виде «дорожек». Механические свойства разработанной стали сопоставимы со свойствами аналогов. Поскольку модификация химического состава стали была направлена на подавление выделения Cr-содержащих карбидов, необходимы

исследования термической стабильности микроструктуры и механических свойств стали в условиях длительной выдержки при 700 °С.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00802-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00802/>.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА CuAu, УПОРЯДОЧЕННОГО В ПОЛЕ ВНЕШНИХ СИЛ

А.Ю. Волков, П.О. Подгорбунская

Институт физики металлов УрО РАН, г.Екатеринбург

Email: volkov@imp.uran.ru

Проведены эксперименты по формированию текстуры в атомно-упорядоченном (сверхструктура типа $L1_0$) эквиатомном сплаве CuAu путем приложения внешней сжимающей или растягивающей нагрузки (до 40 МПа) в ходе медленного охлаждения проволочных образцов $\varnothing 1,5$ мм. Для выяснения влияния текстуры на структуру и свойства использовался рентгеноструктурный анализ, дилатометрия, резистометрия и механические испытания на растяжение. Проведено сравнение со структурой и свойствами образцов, упорядоченных в свободном состоянии. Показано, что сжатие вызывает преимущественное расположение коротких c -осей упорядоченной решетки вдоль направления приложенной силы (т.е. параллельно продольной оси проволоки). При приложении растягивающей нагрузки короткие c -оси преимущественно располагаются в плоскости поперечного сечения проволоки.

Установлено, что изменение преимущественного расположения c -осей влияет на механические свойства: с увеличением сжимающей нагрузки предел текучести образцов возрастает. Увеличение растягивающей нагрузки приводит к снижению прочностных свойств, пластичность образцов при этом резко возрастает [1]. При этом наблюдается эффект ползучести: при упорядочении под растягивающим напряжением 40 МПа образец удлиняется на 15,8%. Кроме того, увеличение растягивающего напряжения приводит к снижению в образцах степени атомного дальнего порядка.

Проведена математическая обработка температурных производных электросопротивления при нагреве образцов. Деконволюция показала, что высокотемпературные области зависимостей $d\rho/dT$ состоят из пиков, соответствующих фазовым превращениям $\text{CuAuI} \rightarrow \text{CuAuII}$ и $\text{CuAuII} \rightarrow \text{A1}$. Анализ полученных результатов позволил обнаружить, что с увеличением растягивающего напряжения в процессе атомного упорядочения в эквиатомном сплаве CuAu наблюдается повышение температуры фазового превращения порядок \rightarrow беспорядок при последующем нагреве [2].

Благодарность: Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН и молодежного проекта № 07–25.

Список литературы

1. А.Ю. Волков, П.О. Подгорбунская, А.М. Пацелов, В.А. Казанцев, О.С. Новикова, А.А. Гаврилова, Физическая мезомеханика 2025, 28, с. 55–69.
2. П.О. Подгорбунская, В.А. Казанцев, А.М. Пацелов, А.Ю. Волков, Frontier Materials & Technologies 2025, 4, с. 69–78.

СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Si, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Е.Г. Волкова¹, А.В. Макаров¹, С.В. Афанасьев¹, А.И. Валиуллин¹, А.А. Вопнерук²,
И.С. Бахтеев²

¹ Институт физики металлов УрО РАН, 620108 Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

² Уральский Федеральный Университет им. Б.Н. Ельцина, 620062, Екатеринбург, ул. Мира, 19

Email: volkova@imp.uran.ru

В настоящее время предъявляются высокие требования к материалам, используемым в конструкциях транспортных средств. Алюминиевые сплавы серии Al-Mg-Si занимают среди них важное место. Химический состав исследуемого сплава 6005A-T6 полностью соответствовал ГОСТ 4784–2019. Лазерная сварка алюминиевого профиля толщиной 6 мм выполнялась с использованием роботизированного комплекса KUKA KR60 HA, интегрированного с иттербиевым волоконным лазером ЛС-5. Мощность лазерного излучения: 5 кВт, фокусное расстояние: 250 мм. В качестве защитного газа использовался гелий.

Параметры лазерной сварки оказали существенное влияние на геометрию сварных швов, ширину ЗТВ и наличие дефектов. Наилучшие результаты продемонстрировал образец, сваренный при следующих параметрах: мощность лазерного излучения — 5 кВт, фокусное расстояние — 250 мм, скорость сварки — 0,03 м/с, задержка движения при включённом лазере — 0,3 с. Шов получен ровным, симметричным, без макродефектов. Минимальная ширина ЗТВ указывает на эффективную локализацию теплового воздействия и высокую концентрацию энергии в зоне сварки.

Микроструктурный анализ выявил чёткую зональность сварного соединения. Измерения микротвёрдости подтвердили качество соединения: в центральной части шва значения составили 55–65 HV_{0,3}, в зоне термического воздействия 65–80 HV_{0,3}. Плавный переход твёрдости между зонами свидетельствует о стабильном тепловом воздействии и отсутствии зон с резким градиентом свойств, что снижает риск хрупкого разрушения. Механические испытания показали снижение прочности соединения по сравнению с основным металлом: коэффициент прочности составил 0,70, что соответствует уменьшению прочности на 30%. Относительное удлинение снизилось с 16% до 4,1%, указывая на потерю пластичности. Разрушение происходило в зоне сварного шва, что подтверждает локализацию ослабления материала.

Благодарность: Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

ВЛИЯНИЕ ТОКА ПУЧКА НА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВУЮ НАПЛАВКУ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ НА СТАЛЬ

А.А. Елисеев

Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

Email: alan@ispms.ru

Бронзовые покрытия на стальных деталях применяются в узлах трения и коррозионно-активных средах, где требуется сочетание высокой прочности стальной основы и антифрикционных свойств бронзы. Нанесение бронзы на сталь позволяет

заменить массивные бронзовые детали на более лёгкие и прочные композиты без ухудшения трибологических характеристик. Одной из проблем нанесений бронзовых покрытий является образование хрупкой γ_2 -фазы, которая уменьшает пластичность наплавляемого слоя. Электронно-лучевые технологии относятся к высокоэнергетическим методам поверхностной обработки и наплавки, обеспечивающим высокие скорости нагрева и охлаждения, точное управление вводом энергии и структурой поверхностного слоя. В условиях вакуума исключаются окисление и газовая пористость, формируются плотные слои с минимальным количеством дефектов, высокой адгезией и мелкодисперсной структурой, что приводит к повышению твёрдости и износостойкости покрытий по сравнению с исходным материалом. При электронно-лучевой наплавке бронзы на стальные подложки происходит интенсивное перемешивание и диффузия компонентов в ванне расплава, образование градиентных структур и дисперсионное упрочнение, что обеспечивает прирост предела текучести и прочности композитов сталь–бронза относительно монолитной стали и бронзы. Вместе с тем технология сталкивается с рядом проблем: склонностью к формированию крупных столбчатых зёрен и анизотропии свойств, необходимостью точного подбора тепловложения по высоте наплавляемых слоёв (характерно для многослойных структур). Несмотря на эти ограничения, электронно-лучевая наплавка рассматривается как перспективный путь создания функционально-градиентных бронзо-стальных материалов с заданным набором эксплуатационных свойств.

В данной работе проволока сплава БрАМц9-2 диаметром 1,6 мм наплавлялась на подложку из стали 12Х18Н10Т при помощи технологии электронно-лучевого аддитивного производства. Наплавка осуществлялась в виде одиночных капель с разным тепловложением. Тепловложение при наплавке варьировалось изменением тока от 30 мА, до 60 мА. Ускоряющее напряжение составляло 30 кВ, скорость подачи проволоки – 400 мм/мин. Структура наплавленного материала в поперечном сечении исследовалась методами металлографии и рентгенофазового анализа. Микротвёрдость образцов измерялась по высоте капель при помощи метода Виккерса.

Результаты исследований показали, что при низком тепловложении наплавляемая бронза формирует столбчатую структуру у подложки в связи с направленным теплоотводом, а в верхней части капли структура стремится к равноосной. Высокая скорость теплоотвода затормозила распад β -фазы и образование γ_2 -фазы. Увеличение тепловложения последовательно приводило к большему проплавлению стальной подложки и обогащению наплавляемого материала железом. Ввиду разной плотности и конвекционного перемешивания, расплавленная сталь вытеснялась на верх капли в процессе кристаллизации. Это привело к измельчению структуры бронзы, уменьшению количества β -фазы и γ_2 -фазы, а также увеличению микротвёрдости в два раза.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ В ПОЛИЭДРАХ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИИ

Н.В. Землякова¹, С.О. Рогачев²

¹ Институт проблем машиностроения РАН - филиал ФГБНУ «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова - Грехова Российской академии наук» (ИПМ РАН), г. Нижний Новгород

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва

E mail: serti222@yandex.ru

Появление в технологической цепочке обработки металла давлением методов интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет получить ультрамелкозернистые материалы с наноразмерными элементами.

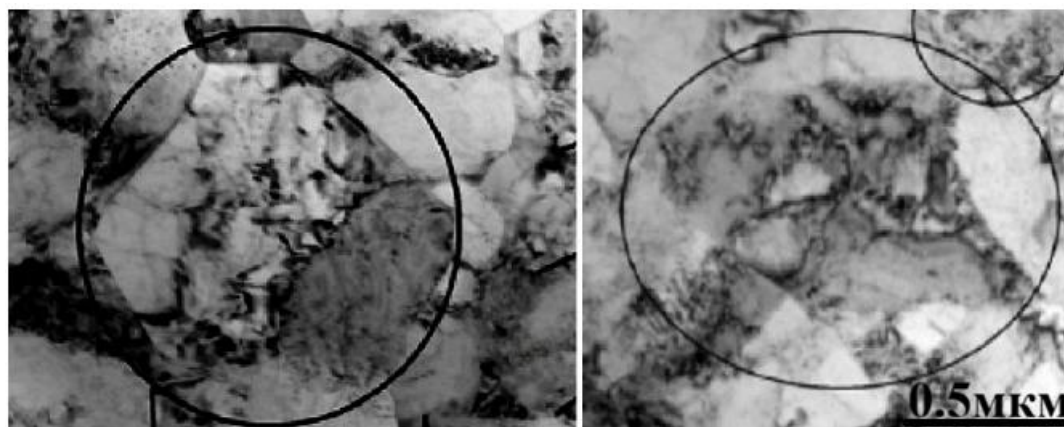
Микроструктура, полученная после ИПД, может быть представлена в четырех размерных уровнях: макро, мезо, микро и нано. Наибольший интерес представляет переход от микроструктуры с размером структурных составляющих размером от 0,2 мкм до 1 мкм к наноструктурам с размером менее 100 нм [1,2].

Для исследования был взят пруток чистой меди марки М1 диаметром 20 мм и длиной 100 мм, в исходном крупнокристаллическом состоянии после волочения при комнатной температуре и затем, не проводя отжиг, на вертикальном гидравлическом прессе марки RHP 250 с максимальным усилием 40 т провели РКУП при комнатной температуре (до 8 проходов по маршруту Вс, угол пересечения каналов 90°).

Микроструктуру изучали в поперечном сечении образцов меди после двух, четырех, шести и восьми проходов с использованием сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA II и просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 (JEOL) в светлом и темном поле.

На ПЭМ – микроструктуре меди после РКУП видно субзерно – в форме неправильного шестигранника шириной 750 нм и субзерно в форме ромба шириной 500 нм, сформированные после восьми и шести проходов РКУП соответственно (рис.1). Субзерно в форме ромба диаметром 500 нм имеет более тонкое строение, состоящее из нанополос шириной 50 нм – в одном сегменте, в других сегментах частично фрагментированная структура (с диаметром нанофрагмента 125 нм) и нанофрагментированная в месте двойного пересечения микрополос сдвига (с диаметром фрагмента 90 нм).

Субзерно в форме неправильного шестигранника 750 нм состоит из трех фрагментов, каждый шириной по 250 нм. В первом фрагменте – полосы шириной 50 нм (серого цвета), во втором – с другого края – нанофрагменты размером 100 нм, в центре – частично нанофрагментированная структура белого цвета. Кроме этого, субзерно – шестигранник размером 750 нм имеет четыре границы в виде прямой четкой линии (большеугольные), а две другие границы – изогнутые, размытые линии. Согласно данным



а

б

Рисунок 1. Микроструктура меди после (а) 8 проходов и (б) 6 проходов РКУП

работы [3], автор отмечает у меди после ИПД при истинной степени деформации $e = 5,6$ зерна многогранники, у которых все границы большеугольные, а одна граница многогранника – малоугольная. Появление изогнутых внутрь (вогнутых) границ у субзерен связано с аккомодационными процессами и миграцией тройных стыков, образованных при первичной рекристаллизации [4]. Формирование зерен правильной формы после 8 проходов РКУП размером 500 – 1000 нм было представлено в работе [5].

В результате проведенного исследования можно сделать следующие выводы

1. Микроструктуры меди после 6 и 8 проходов РКУП при хорошей проработке включает субзерна в форме ромбоэдра размером 500 нм и полиэдра – неправильного шестигранника размером 750 нм. Оба субзерна состоят из трех фрагментов с нанополосовой, полосовой и частично нанофрагментированной структурой.

2. После формирования тройных стыков в субзерне ромбоэдр трансформируется в полиэдр в виде неправильного шестиугольника.

3. При анализе микроструктуры после РКУП полезно рассматривать структуру на микроуровне и получить структуру с субзернами в форме ромбоэдров после 4...6 проходов РКУП в полном сечении образца и представить модель субзерна в форме ромбоэдров и полиэдров – неправильных шестигранников.

Благодарность: Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на выполнение фундаментальных научных исследований на 2024 – 2026 гг. по теме № НИОКТР 1023032800130-3-2.3.2. (FFUF-2021-0031).

Список литературы

1. Глезер А.М., Козлов Э.В., Конева Н.А. Основы пластической деформации наноструктурных материалов / Физматлит, 2016, 304 с.
2. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И., Валитов В.А. Деформационное наноструктурирование металлов и сплавов. Монография. СПб.: Научное издание, 2020, 185 с.
3. Belyakov A.N., The Physics of Metals and Metallography. 2009, 108, p. 390–400.
4. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986, 480 с.
5. Гундеров Д.В., Ким К., Чуракова А.А., Шереметьев В.А., Деркач М.А., Лебедев Ю.А., Рааб А.Г., Физика металлов и металловедение. 2022, 123, с. 1099–1108.

ЗАВИСИМОСТЬ ТЕМПЕРАТУРЫ M_s ОТ КОНЦЕНТРАЦИИ $3d$ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ β - α МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Н.М. Кащенко¹, М.А. Ботов¹, В.Г. Чащина^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет

² Уральский государственный лесотехнический университет

Email: nad.kashenko@yandex.ru

Спонтанные (при охлаждении) мартенситные превращения (МП) $\beta - \alpha$ (ОЦК – ГЦК) в титане и сплавах на его основе, как и $\gamma - \alpha$ (ГЦК – ОЦК) в сплавах железа, протекают с ярко выраженными признаками фазового перехода I рода (см., например, [1, 2]). Существенной особенностью микрокинетики МП является сверхзвуковая скорость роста отдельных кристаллов мартенсита. Эта особенность нашла объяснение в динамической теории МП [3, 4], связывающей рост мартенсита с распространяющимся волновым процессом, несущим пороговую деформацию. Поддержание пороговой

деформации обеспечивается генерацией упругих волн неравновесными электронами. Причем, главным образом степень неравновесности задается градиентом химического потенциала $\nabla \mu$ в межфазной области на стадии быстрого роста. Согласно [3, 4], электронные состояния, активные в генерации упругих волн, расположены в пространстве квазиимпульсов вблизи S – поверхностей, разделяющих пары инверсно населенных состояний (в основном $3d$ – зон). Достаточно большое количество таких пар имеется, если состояния на S – поверхностях обладают слабой дисперсией энергии ϵ_d и находятся в приемлемом для заселения интервале энергии вблизи μ :

$$|\epsilon_d - \mu| \leq 0.15 - 0.2 \text{ эВ.} \quad (1)$$

Расчеты энергии в приближении сильной связи [5 – 7], показывают, что значимые в генерации площади S – поверхностей сопоставимы с площадями первой зоны Бриллюэна. Как показано в [3, 4], хорошее согласие зависимости температуры M_s начала МП от концентрации легирующих элементов достигается при выполнении условия

$$|\epsilon_d - \mu| \sim k_B M_s + \Gamma_s/2, \quad (2)$$

где k_B – постоянная Больцмана, а Γ_s – затухание состояний s – электронов, участвующих в процессе заселения d – состояний. Именно величина Γ_s существенно зависит не только от температуры T , но и от концентрации C легирующих элементов:

$$\Gamma_s(T, C) = \Gamma_s(T) + \Gamma_s(C), \quad \Gamma_s(T) \approx \alpha_0 k_B T, \quad (3)$$

где $\Gamma_s(T)$ обусловлено рассеянием на фононах (при заполненных s – состояниях следует учитывать свободные p – состояния). При введении среднего значения $|\bar{\epsilon}_d - \mu|$ и безразмерных переменных $\Gamma' = \Gamma_s/2|\bar{\epsilon}_d - \mu|$ и $T' = k_B T/|\bar{\epsilon}_d - \mu|$ на плоскости (T', Γ') концентрационной зависимости температуры M_s (C) можно сопоставить области медленного изменения неравновесных добавок к фермиевской функции распределения при одновременных изменениях Γ' (T, C) и T' . Наиболее типичен вариант убывания Γ' при возрастании Γ' (T, C). Так, например, одна из оптимальных «траекторий» на плоскости (T', Γ') задается соотношением

$$1 - \Gamma' = 4 (T')^2. \quad (4)$$

Поскольку температуры M_s первой (высокотемпературной) ветви для γ – α МП в железе и β – α МП в титане близки ($\approx 800^\circ \text{C}$), в качестве начальной точки для чистого

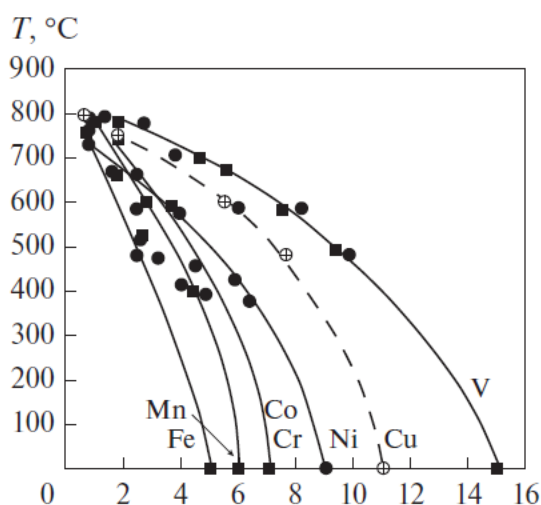


Рисунок 1. Влияние $3d$ легирующих элементов на температуру M_s в сплавах титана.

титана на плоскости (Γ' , Γ'), согласно [3, 4], выбирались $\Gamma' \approx 0.4$ и $\Gamma' \approx 0.42$, что сразу позволяет задать значения двух параметров: $\alpha_0 \approx 2.1$ и $|\bar{\epsilon}_d - \mu| \approx |\bar{\epsilon}_d - \mu|/k_B \approx 2750$ К. Тогда, выбирая, согласно [8], электронную конфигурацию титана в виде $3d^34s^1$, можно проинтерпретировать (аналогично [3]) зависимости $M_s(C)$, взятые из [9] и приведенные на рисунке 1, как следствие различия электронных конфигураций компонентов сплава.

С учетом слабого заполнения $3d$ – зоны титана в процессе легирования возможно заметное изменение параметра $|\bar{\epsilon}_d - \mu|$, которое можно учесть в модели жесткой зоны.

Разумеется, это предварительный анализ, так как начальная электронная конфигурация титана не является твердо установленной.

Список литературы

1. Билби Б. А., Христиан И.В., УФН 1960, 70, с. 515 – 564.
2. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука. 1977
3. Кащенко М.П.. Волновая модель роста мартенсита при $\gamma - \alpha$ превращении в сплавах на основе железа. М.- Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика» ИИКТ. 2010.
4. Кащенко М.П., Чащина В.Г., УФН 2011, 181, с. 345 – 364.
5. Skorikova N. A., Chashchina V. G., Kashchenko M. P. Russian Physics Journal 2005, 48, p. 683 – 689.
6. Кащенко М.П., Скорикова Н.А., Чащина В.Г. ФММ 2005, 99, с. 3 – 13.
7. Kashchenko M. P., Skorikova N. A., Chashchina V. G. arXiv:cond-mat/0605167v1 7 May 2006.
8. Welch R.M., Hygh E.H. Phys. Rev. B. 1974, 9, p. 1993–1996.
9. Добромислов А.В. ФММ 2021, 122, с. 255 – 284.

ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКА ДЛЯ КОРОТКОИМПУЛЬСНОЙ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Р.С. Коншин, Е.В. Харанжевский, А.Р. Газизянова, А.В. Тюкалов

Место работы ФГБОУ ВО «Удмуртский государственный университет»

Email: rodion.konsh@yandex.ru

Методы плазменно-электрохимической обработки материалов, такие как микродуговое (МДО) и плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО), применяются для формирования высокотвердых керамических покрытий на вентильных металлах (Al, Mg, Ti, Zr) [1]. Составы электролитов для этих методов базируются на слабощелочных растворах с рН 9–12, где в качестве основы используются КОН или NaOH. В качестве пленкообразователей применяют силикаты, обеспечивающие максимальную твердость, фосфаты, дающие коррозионную стойкость и биосовместимость. Важно отметить, что сталь нельзя оксидировать классическим МДО или ПЭО из-за отсутствия барьерного оксида, что приводит к анодному растворению вместо роста диэлектрика; образующиеся оксиды железа рыхлые, проводящие и обладают плохой адгезией, а циклические тепловые удары вызывают охрупчивание и трещины.

Перспективным направлением для обработки сталей является использование наносекундных импульсов. При этом подавляется анодное растворение, поскольку за наносекунды электрохимические реакции не успевают начаться, реализуется «холодный» макропроцесс с локальной плазмой без нагрева всей детали. Возникает

имплантация, при которой ионы разгоняются до энергий, характерных для вакуумной имплантации, а ударные волны генерируют дислокации, приводящие к глубокой диффузии.

Предлагаемый метод основан на переходе от электрохимических процессов в жидком объеме к контролируемому электростатическому распылению с сопутствующей генерацией локальных микроплазменных каналов. Схема экспериментальной установки включает в себя:

1. Система для первичного механического распыления жидкости до фракции капель размером не более 100 мкм.
2. Источник высокого постоянного напряжения (DC 20–60 кВ), положительный полюс (анод) которого подключен к системе распыления капель, а отрицательный (катод) — к обрабатываемой детали из стали 40Х.
3. Устройство для нагрева подложки, поддерживающее стабильную температуру стали на уровне 200 °С для предотвращения образования водяной пленки.

Физика процесса в объеме межэлектродного пространства определяется явлением электрогидродинамического распыления (ЭГДР). При полете капли в мощном электрическом поле происходит интенсивное испарение растворителя, приводящее к критическому росту плотности поверхностного заряда. По достижении предела неустойчивости Рэлея первичная капля дробится на субмикронные капли [2]. Высокий потенциал на острых кромках форсунки и на микрокаплях инициирует локальный коронный разряд, частично ионизирующий окружающую среду.

При подлете заряженной микрокапли к нагретой до 200 °С стальной поверхности реализуется эффект Лейденфроста: нижняя часть капли мгновенно вскипает, образуя наноразмерную парогазовую подушку. Вследствие сжатия межэлектродного зазора до микронных значений напряженность электрического поля превышает порог пробоя газовой фазы. Вскипающий микрозазор пробивается искровым разрядом, формируя дискретные короткоживущие микроплазменные каналы, где микрокапля выступает в роли жидкого микроэлектрода.

В точке привязки микроплазменного канала к стали 40Х протекает комплекс взаимосвязанных процессов:

- **Локальный термический пик:** температура в наномасштабном пятне контакта мгновенно достигает 1000–3000 °С. Высокий температурный градиент обеспечивает скачкообразный рост коэффициента диффузии элементов без объемных термических деформаций.
- **Плазмохимический пиролиз:** компоненты микрокапли претерпевают мгновенную термическую диссоциацию с генерацией сверхактивных атомарных компонентов и радикалов, скорость поглощения которых металлом на порядки выше, чем у молекулярных газов.
- **Электроперенос:** сильное постоянное поле обеспечивает баллистическую направленность потока положительно заряженных ионов внедрения в разогретую плазмой подложку.

Выбор стали 40Х в качестве мишени обусловлен наличием легирующего хрома (~1%). Хром выступает мощным нитридо- и карбидообразующим элементом, фиксирующим внедряющийся азот и углерод в виде ультрадисперсных фаз (CrN, Cr₂N),

что гарантирует резкое повышение микротвердости и износостойкости поверхностного слоя без необходимости проведения последующей закалки.

Использование классических силикатных или фосфатных электролитов в данной схеме невозможно из-за образования диэлектрической сухой корки солей при температуре 200 °С. Сформулированы требования к электролиту: он должен быть полностью летучим и распадаться в плазме исключительно на целевые элементы (N, C) и газообразные продукты (H₂O, CO₂, NH₃).

Предложенный аэрозольно-плазменный метод является эффективной и экономически доступной альтернативой вакуумным и импульсным технологиям упрочнения сталей. При этом глубокая диффузия достигается не за счёт энергии ускорения частиц в атмосфере, а за счёт микроплазменных каналов, возникающих при ударе капли. Контроль геометрии и фазового состава диффузионной зоны возможен с применением методов оптической спектроскопии плазмы, металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии и измерения микротвердости по Виккерсу на косых шлифах.

Список литературы:

1. Суминов И. В.. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование) / М.: ЭКОМЕТ, 2005.
1. Григорьев А.И., Ширяев А.А. Электрогидродинамическая неустойчивость и электродиспергирование жидкости (обзор) / КиберЛенинка, 2024

ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА АРМИРУЮЩИХ ВОЛОКОН ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СЛОИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

П.В. Космачев^{1,2}, В.Ш. Зыонг³, С.В. Панин^{2,3}

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет

² Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

Email: kosmachev@mail.tsu.ru

Слоистые полимерные композиты на основе различных армирующих волокон получили широкое распространение в различных отраслях промышленности. Так, например, арамидное волокно (АВ) считается одним из оптимальных армирующих материалов для высокопрочных композитов благодаря сочетанию малой плотности, высокой прочности при растяжении, значительного модуля упругости, устойчивости к химическим воздействиям и термической стабильности. Это обуславливает его активное использование в авиации, космической отрасли, оборонной сфере и других областях промышленности. Тем не менее, несмотря на уникальные свойства, арамидные волокна обладают низкой химической активностью, высокой степенью кристалличности и гладкой поверхностью, что препятствует созданию прочного межфазного соединения с полимерной матрицей. Поэтому, чтобы усилить химическое и механическое взаимодействие на границе волокно–матрица, требуется предварительная обработка поверхности АВ [1-3].

Для модификации поверхности волокон традиционно применяют различные подходы: химическое воздействие, обработку плазмой, осаждение тонких слоёв, формирование наноструктур на поверхности и т.д. Цель таких технологий — внедрение

реакционноспособных функциональных групп и/или повышение шероховатости, что в итоге заметно улучшает межфазное взаимодействие в композиционных материалах [4,5]. Химическая модификация — востребованный метод предобработки АВ. Её эффект сохраняется надолго, при этом существенно повышаются шероховатость поверхности и прочность границы раздела при сдвиге. Однако такой подход способен повредить поверхностный слой волокна, снизив его механические характеристики, а также привести к выделению химических веществ, опасных для окружающей среды. Плазменная модификация лишена этих недостатков: она инициирует ряд физических и химических изменений, включая активацию поверхности, образование и закрепление полярных функциональных групп, увеличение шероховатости без серьёзного ухудшения механических свойств волокна и без вреда для экологии.

В данной работе представлены результаты исследования влияния плазменной обработки волокон на примере воздействия атмосферной воздушной плазмы и воздушной плазмы низкого давления на структуру поверхности АВ и механические свойства слоистого композитного материала на основе арамидной ткани и полифениленсульфида (ПФС).

На рисунке 1 показаны графики зависимости напряжения при межслоевом сдвиге композитов изготовленных из АВ с различными типами обработки плазмой и без нее от смещения. Видно что, после обработки воздушной плазмой низкого давления в течение 30 минут значение прочности на сдвиг композита ПФС/АВ увеличилось до 30,17 МПа, что на 55% больше по сравнению с образцом из необработанного волокна (19,47 МПа). При обработке АВ атмосферной воздушной плазмой в течение 6 секунд прочность на сдвиг композита увеличилась до 42,64 МПа, что на 84% больше по сравнению с композитом из необработанного материала.

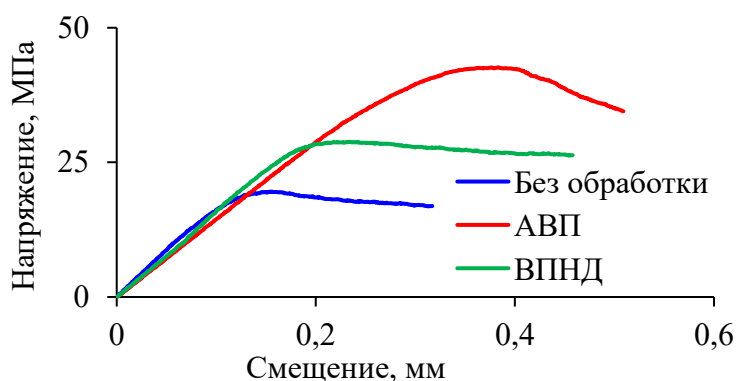


Рисунок 1. Межслоевая прочность на сдвиг композитов ПФС/АВ при различных типах обработки плазмой

В работе установлено, что применение воздушной плазменной обработки приводит к повышению прочностных характеристик композита ПФС/АВ на сдвиг и растяжение. Установлено повышение шероховатости поверхности волокон после плазменной обработки, при этом также наблюдается увеличение содержания кислорода и азота на поверхности волокон. Это способствует повышению уровня как механической, так и химической компонент адгезии полимера к арамидному волокну.

Исследование выполнено при поддержке Программы развития Томского государственного университета (Приоритет-2030), проект № 2.5.4.25 МЛ.

Список литературы

1. T. Xu, Z. Qi, Q. Yin [et al.], *Polymers* 2022, 14, 4892.
2. L. Zhao, W. Liu, M. Xu [et al.], *Plasma Processes and Polymers* 2019, 16, 16.
3. S. Jethva, F. Bhabhor, C. Patil [et al.], *Vacuum* 2023, 215, 112313.
4. P.V. Kosmachev, S.V. Panin, I.L. Panov [et al.], *Polymers* 2024, 16, 121.
5. P.V. Kosmachev, S.V. Panin, I.L. Panov [et al.], *Russian Physics Journal* 2023, 65, p. 2193–2200.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СЛОИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ АЛГОРИТМОВ ПОСТОБРАБОТКИ ИЗОБРАЖЕНИЙ

**П.В. Космачев^{1,2}, А.В. Тяжев¹, Д.Ю. Степанов^{1,2}, А.Е. Винник¹, И.Д. Щербаков¹,
Л.К. Шаймерденова¹, А.В. Шемерянкина¹, К.А. Чаштанов¹, М.С. Трофимов¹,
Ю.С. Петрова¹, О.П. Толбанов¹, С.В. Панин²**

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет

² Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

Email: kosmachev@mail.tsu.ru

Решение задачи контроля дефектности/поврежденности при разработке полимерных композиционных материалов (как дисперсно-наполненных, так и армированных длинными и непрерывными волокнами) в том числе с матрицами/связующими на основе суперконструкционных термопластов, равно как и мониторинга структурной целостности изделий из них, требует создания и использования современных диагностических решений. При этом волоконно-армированные полимерные композиты по определению являются многоуровнево-организованными, что требует привлечения разных по масштабу определяемых дефектов, в том числе комбинированных, средств контроля структуры и целостности [1,2].

В промышленном неразрушающем контроле таких материалов используется множество методов, различающихся чувствительностью, разрешением, типом выявляемых повреждений, доступом к объектам и способностью обнаруживать несплошности в зависимости от состава, технологии изготовления и размеров композитов. Интерес к рентгеновским сенсорам для неразрушающего контроля полимерных композитов связан с тем, что их прочность критически зависит от межфазных и межслоевых границ. Поскольку армированные композиты состоят преимущественно из таких границ, их контроль (в том числе оперативный, при производстве и по всей толщине изделия) — ключевое условие высоких эксплуатационных свойств. С другой стороны, проведение дефектоскопии изделий из таких композитов в условиях приложения, например, циклических нагрузок или ударных воздействий, также актуально; при этом сложность представляет, как малое раскрытие дефектов в пределах слабозаметных ударных повреждений (от десятков мкм до долей мм), так и большой размер (до единиц и даже десятков мм), а также протяженность объектов их содержащих (доли и единицы метров) [3]. По этой причине использование цифровых систем на основе полупроводниковых рентгеновских сенсоров зачастую является единственным надежным способом проведения неразрушающего контроля.

Помимо решения задачи поиска оптимальных режимов радиографической съемки (выбора энергии, экспозиции, фокусного расстояния, режима накопления квантов), актуальным является разработка эффективных алгоритмических решений в части постобработки радиографических снимков, поскольку в условиях малых дозовых нагрузок (в случае невозможности ее увеличения по различным причинам) низкое соотношение сигнал/шум не позволяет для полимерных композиционных материалов получать контрастные изображения. Улучшение качества рентгеновских изображений путем повышения пространственного и энергетического разрешения на аппаратном уровне часто требует больших затрат времени и средств. В то же время оптимизация методов цифровой обработки слабоконтрастных рентгеновских изображений может значительно повысить их качество даже при использовании имеющихся детекторов [4].

В данной работе была поставлена задача развить подход к выявлению повреждений в волокно-армированных полимерных композитах с использованием установки на основе рентгеновского полупроводникового детектора за счет постобработки радиографических снимков.

Предложено использовать методы фазовой вариации и фазовой конгруэнтности для выделения малоконтрастных объектов на рентгенографических изображениях. На реальных снимках композитов метод фазовой вариации показал эффективность при выделении мелких (с высокой пространственной частотой) объектов, в то время как метод фазовой конгруэнтности следует позиционировать как предпочтительный для выделения крупных (с низкой пространственной частотой) объектов на рентгенографических изображениях. Уменьшение количества помех на улучшенных снимках было наглядно продемонстрировано на двумерных Фурье-спектрах, показавших смещение основной энергетической составляющей в сторону низких пространственных частот.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № FSWM-2025-0021.

Список литературы

1. Karbhari V.M. Non-destructive evaluation (NDE) of polymer matrix composites. Sawston, UK: Woodhead Publishing. 2013.
2. A. Djabali, L. Toubal, R. Zitoune [et al.], Composites Science and Technology 2019, 183, 107815.
3. D.J. Bull, L. Helfen, I. Sinclair [et al.], Composites Science and Technology 2013, 75, P.55–61.
4. P.V. Kosmachev; D.Y. Stepanov; A.V. Tyazhev [et al.], Polymers 2024,16, 3262.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ДЕТАЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА НИКАЛИН, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

**А. О. Курьшев¹, И. Г. Бродова¹, И. Г. Ширинкина¹, В. В. Астафьев¹,
В. В. Макаров¹, В. М. Семенчук², Ю.В. Кушнарев²**

¹ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, пр. Академический, 2/4

E-mail: kuryshhev61912@gmail.com

Аддитивное производство – это процесс создания на основе цифровой модели объекта или детали путем послойного добавления материала. Одним из вариантов

является метод аддитивного дугового выращивания проволоки (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM) с применением роботизированной TIG сварки [1]. Среди материалов, для которых разрабатываются аддитивные технологии, Al сплавы занимают одно из основных мест. Активно применяют различные системы, например, Al-Mg, Al-Mg-Zn-Cu и др. [2]. Так, в недавнем времени были разработаны сплавы типа Никалин (марка AZ6NF, ГОСТ 4784-2019) системы легирования Al-Zn-Mg-Fe-Ni-Zr, в которых железо является не вредной примесью, а легирующим компонентом, который вместе с никелем образует Fe-Ni эвтектику [3]. Сплав также практически не содержит меди, что положительно влияет на его стоимость, а наличие эвтектики улучшает его литейные свойства. Кроме того, как и сплавы системы Al-Mg-Cu-Zn он является термически упрочняемым. Сплав может быть использован как в литом, так и в деформированном состоянии, что расширяет область его применения по сравнению с высокопрочными деформируемыми сплавами типа В95, А7075. Все это делает Al сплав AZ6NF привлекательным для использования в аддитивных технологиях, например, при аддитивном дуговом проволочном выращивании.

Методом WAAM с применением роботизированной TIG сварки, проволока из сплава AZ6NF, при токе от 80 А и скорости подачи проволоки 385 мм/мин были аддитивно выращены детали в виде тонкой стенки (ДхШхВ 150х40х5 мм). Для получения плотного образца (плотность >99%) требовалось выбрать оптимальный режим синтеза, обеспечивающий определённые для каждого состава сплавов значения параметров наплавки. Методом гидростатического взвешивания установлено, что плотность деталей, полученных по выбранному режиму сварки TIG, составила 97-99%. Согласно данным оптической металлографии в процессе быстрой кристаллизации расплава происходит образование вырожденных метастабильных эвтектик: (Al+T (Al₃Mg₂Zn₂)) и (Al+ M (MgZn₂)) и стабильной эвтектики (Al+Al₉FeNi), интерметаллиды которых располагаются в основном по границам зерен α-Al матрицы и/или внутри них. Фазовый PCA подтвердил, что дифракционные максимумы относятся к фазам α-Al, Al₉FeNi, MgZn₂ и Al₃Zn₂Mg₂. По результатам РЭМ установлено, что треки, образующие макроструктуру WAAM сплавов, имеют чёткую зональную микроструктуру, а именно, внутри треков формируется дисперсная равноосная структура, которая сменяется столбчатыми зёрнами, растущими в зоне термического влияния около межтрековых границ.

Столбчатых зерна шириной ~ 30–40 мкм имеют ячеисто-дендритную субструктуру размером ~ 1 мкм, тогда как внутри треков и внутри границ формируется мелкое равноосное зерно размером ~ 10–15 мкм. Верхние части деталей характеризуется более крупной микроструктурой по сравнению с нижними. Методами ПЭМ изучена тонкая микроструктура границ между треками и полосами наплавки. Установлены механизмы влияния Zr и Sc на структурообразование никалина при электродуговом выращивании. Твердость WAAM никалина в литом состоянии составила 1700 МПа, что на 25% больше, чем у высокопрочного сплава В95пч после закалки.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

Список литературы:

1. K. Treutler, *applied sciences* 2021, 11, с. 8619.
2. A.A. Batch. *Technical science* 2022, 17, с. 8.
3. Н. А. Белов, *технология легких сплавов*. 2010, 4, с. 7-26.

АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Д.Л. Мерсон, А.В. Данюк, Е.Д. Мерсон, А.И. Брилевский

Тольяттинский государственный университет, Научно-исследовательский институт прогрессивных технологий, Тольятти, Россия

Email: d.merson@tltsu.ru

Магний является одним из наиболее легких металлических материалов и широко распространен на Земле. Большинство промышленных магниевых сплавов было разработано в XX веке. Однако за последнее время интерес к разработке новых композиций на основе магния стремительно растет, особенно в связи с их активным применением в медицине в качестве материала для производства биорезорбируемых имплантатов. Магний, как типичный представитель металлов с ГПУ решеткой, имеет ограниченное число активных систем скольжения, с чем связана его естественная анизотропия механических свойств и проблемы с пластическим деформированием. Текстурирование магниевых сплавов в процессе технологических деформационных обработок еще более усиливает анизотропию их свойств, в том числе коррозионных.

Целью настоящей работы было установление зависимости механических и коррозионных характеристик магниевых сплавов от направления испытаний для разных деформационных обработок на примере медицинского сплава ZX10 и перспективного сплава WZ31, обладающего LPSO фазой.

В результате выполнения работы получены следующие основные результаты.

1). Анизотропия коррозионных свойств магниевых сплавов, в том числе, медицинских ZX10 и WZ31 определяется текстурой в тех их полуфабрикатах, в структуре которых минимизировано количество частиц второй фазы или они имеют равномерное распределение по объему полуфабриката. В таких случаях наибольшей коррозионной стойкостью обладают сечения, в которых преобладают зерна с базисной ориентацией, например, плоскость горячекатаного листа сплава ZX10 или поперечное сечение поковки сплава WZ31 после всесторонней изотермическойковки (ВИК) и осадки;

2). В тех полуфабрикатах сплавов ZX10 и WZ31, в которых, содержится большое количество частиц вторых фаз и наблюдается их неравномерное распределение по объему, анизотропия коррозионных свойств определяется комплексным влиянием текстуры и частиц вторых фаз. Большое количество частиц вторых фаз и их строчечное расположение ухудшает общую коррозионную стойкость продольных сечений прутков и листов и способствует язвенной коррозии. Чем больше частиц вторых фаз в сплаве, тем менее значимо влияние текстуры на коррозионную стойкость и ее анизотропию.

3). В литом, экструдированном и после волочения состояниях сплава ZX10 условный предел текучести для аналогичных направлений деформации при растяжении в 1,4...1,9 раза выше, чем при сжатии, т.е. для указанных состояний наблюдается значительная анизотропия по знаку приложенной нагрузки. В состоянии после ВИК значения условного предела текучести практически идентичны не только в различных направлениях, но и при смене знака нагружения. С точки зрения соотношения предела текучести и относительного удлинения, наилучшие свойства демонстрирует состояние ВИК + горячая прокатка. Анизотропия предела текучести при испытании на сжатие образцов сплава WZ31 в различных направлениях практически отсутствует в литом

состоянии и после ВИК, умеренная для обоих экструдированных состояний и максимальная для случаев прокатки и осадки после ВИК.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ, проект 23-19-00636 П

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

С.Ю. Миронов¹, И.А. Шишов²

¹ Белгородский государственный научно-исследовательский университет, Белгород, Россия

² Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия

Email: mironov@bsuedu.ru

Данная работа представляет собой краткий обзор общих закономерностей эволюции зёрненной структуры однофазных металлических материалов в ходе сварки трением с перемешиванием (СТП).

Ключевым преимуществом технологии СТП является *твердофазный* характер процесса сварки. Это позволяет избежать множества проблем, связанных с кристаллизацией металла из расплава и, как следствие, обеспечивает получение высокопрочных соединений даже из материалов, которые традиционно считаются ограниченно свариваемыми (в первую очередь из алюминиевых и магниевых сплавов). Как следствие, данная технология обладает огромным практическим потенциалом, в первую очередь, в транспортной индустрии. В частности, она используется для изготовления внешних топливных баков комических ракет, при сборке самолетов, высокоскоростных поездов, пароходов и автомобилей.

Следует подчеркнуть, что при всех многочисленных достоинствах СТП, в этой области есть ряд сложных материаловедческих проблем, которые трудно решить путем простого перебора режимов. Для получения максимально возможного результата, необходимо ясное понимание микроструктурных процессов, протекающих в ходе СТП.

Основной целью данной работы является привлечение внимания научной общественности к этой важной теме.

Симуляция процесса СТП посредством конечно-элементного моделирования показала, что температура в зоне сварного шва может варьироваться от 0,5 до 0,9 от гомологической температуры плавления. С другой стороны, величина эффективной деформации может достигать 35 единиц. Таким образом, с термомеханической точки зрения, СТП представляет собой очень большую пластической деформацию при высокой температуре. Данное сочетание с высокой долей вероятности указывает на протекание в материале процесса динамической рекристаллизации.

Таким образом, представляется целесообразным исследование особенностей этого процесса в различных металлических материалах. В данной работе в качестве модельных материалов были выбраны чистое железо (т.е. кубический металл с относительно высокой энергией дефекта упаковки, ЭДУ), аустенитная сталь (т.е. кубический металл с относительно низкой ЭДУ) и магниевый сплав AZ31B (т.е. гексагональный металл).

На основе результатов, полученных в ходе проведенных исследований, было показано, что:

(1) Формирование зеренной структуры в ходе СТП представляет собой довольно сложный процесс, который может включать в себя фрагментацию или прерывистую рекристаллизацию. Преобладание того или иного механизма зависит от природы материала.

(2) При СТП кубических металлов с относительно высокой ЭДУ доминирующую роль в эволюции микроструктуры играет фрагментация. Данный эффект скорее всего связан с очень большими деформациями в ходе СТП.

(3) При СТП кубических металлов с относительно низкой ЭДУ значительную роль в эволюции микроструктуры играет прерывистая рекристаллизация. Рекристаллизационные зародыши формируются по механизму зернограничных «язычков». Рекристаллизация сопровождается интенсивным формированием двойников отжига.

(4) При СТП гексагональных металлов, в частности магниевых сплавов, формирование зеренной структуры тесно связано с эволюцией кристаллографической текстуры. Образование очень острой текстуры в зоне перемешивания может вести к частичной конвергенции кристаллографических ориентировок соседних зерен.

A TWO-STEP APPROACH FOR DIFFERENTIATING δ -FERRITE AND MARTENSITE IN STEELS USING EBSD

**S.I. Borisov, P.D. Dolzhenko, I.S. Nikitin, A.A. Kalinenko, I.S. Zuiko,
S.Yu. Mironov**

Belgorod National Research University, Belgorod 308015, Russia

Email: S-72mail.ru

In this study, a two-step approach was proposed for the partitioning of the δ -ferrite/martensite dual-phase microstructures produced during laser powder bed fusion (L-PBF) of 17-4 PH martensitic steel. This method is based on electron backscatter diffraction (EBSD) technique and involved a two-factor data filtration according to the distinct differences between the δ -ferrite and martensite in stored energy and grain size. The stored energy within the phases was evaluated employing a so-called image quality index, i.e., the EBSD metric characterizing the sharpness of the Kikuchi bands in digitized diffraction patterns. It was found the microstructure partitioning based on the stored energy only was not entirely effective. This observation was attributed to the high residual stresses, which were presumably produced within the δ -ferrite phase due to an extremely high cooling rate during the L-PBF process. In contrast, the second-step partitioning on the basis of the grain size difference between the δ -ferrite and martensite was found to be effective for distinguishing these phases.

Therefore, it was concluded that the elaborated approach is effective for differentiating δ -ferrite from martensite in the complex microstructures produced in steels

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ ВТ1-0 ПУТЕМ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ НИКЕЛЯ

А.В. Никоненко¹, Н.А. Попова², Е.Л. Никоненко²

¹ Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 40, 634050

² Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия, г. Томск, пл. Соляная, 2, 634003

Email: aliska-nik@mail.ru

Ионная имплантация является эффективным методом повышения характеристик конструкционных и инструментальных материалов посредством изменения элементного состава и структурно-фазового состояния поверхностных слоев металлов, обрабатываемых ионным пучком. Хорошо известно, что при одностороннем воздействии на материал, каким является модификация поверхности потоками ионов, возникают градиентные структуры. В случае поверхностных градиентных слоев по мере удаления от поверхности изменяются плотность дефектов, размеры фрагментов, зерен и субзерен и их организация. Одновременно также изменяются концентрации элементов и примесей. Вследствие этого в градиентных структурах по мере удаления от поверхности изменяются эксплуатационные характеристики, такие как: прочность, пластичность, твердость, внутренние напряжения и пр.

В качестве мишени для имплантации ионами никеля были выбраны образцы технически чистого титана марки ВТ1-0, находящиеся в субмикроструктурном (СМК) состоянии. Для формирования субмикроструктурного (СМК) состояния к заготовкам технически чистого титана был применен комбинированный метод многократного одноосного прессования (abc-прессование) в сочетании с прокаткой. Количество прессований составляло девять. Температура прессования при каждом цикле оставалась постоянной, но при переходе от предыдущего цикла к следующему уменьшалась ступенчато в интервале (500–400) К. Скорость деформации при прессовании составляла $(10^{-2} - 10^{-1}) \text{ с}^{-1}$. Величина деформации при однократном прессовании составляла (40–50)%. При каждом последующем прессовании образец поворачивали на 90°. В результате величина накопленной логарифмической деформации составляла $\epsilon = \ln(1 + \epsilon) = 6,12$. После этапа прессования заготовки титана деформировали многоходовой прокаткой в ручьевых валках при комнатной температуре. Величина накопленной деформации при прокатке составляла $\epsilon = 0,56$. Затем образцы отжигались в атмосфере аргона при температуре 573 К. Зеренная структура после таких обработок представляла собой вытянутые элементы (зерна), обладающие поперечным ($d = 0,08$ мкм) и продольным ($L = 0,40$ мкм) размерами.

Для имплантации ионами никеля была использована усовершенствованная версия ионного источника Mevva-5.RU, которая характеризуется снижением загрязнения ионного пучка продуктами эрозии катододержателя и электродов системы извлечения.

Ионная имплантация проводилась таким образом, что поток ионов никеля относительно зерен титана в сплаве ВТ1-0 был направлен перпендикулярно продольному размеру зерна.

Имплантация проводилась в атмосфере аргона при температуре 623 К, ускоряющем напряжении 50 кВ, плотности тока ионного пучка $6,5 \text{ mA} / \text{cm}^2$, расстоянии 60 см от ионно-оптической системы с экспозиционной дозой $1 \times 10^{17} \text{ ион} / \text{cm}^2$. Согласно

плотности ионного тока и средней зарядности ионов никеля, скорость набора дозы составляла $3,36 \times 10^{13} \text{ (см}^2 \cdot \text{с)}^{-1}$, то есть время экспозиции составило 50 минут. Однако, с учетом снижения ионного тока в процессе имплантации, обусловленного эрозией алюминиевого катода вакуумной дуги, времена экспозиции корректировались в сторону увеличения.

Исследования, проведенные методом ПЭМ показали, что сплав ВТ1-0 в СМК-состоянии по мере удаления от поверхности имплантированного образца в глубь материала формируется градиентная структура, состоящая из 4 различных слоев: 1 – оксидный слой; 2 – ионно-легированный слой; 3 – слой с измельченной зеренной структурой; 4 – слой с исходной зеренной структурой.

Оксидный слой – это слой, образовавшийся в результате подготовки образцов (abc-прессования и последующего отжига при 573 К, 1 час) и ионной имплантации с дозой 1×10^{17} ион/см². Толщина данного слоя составляет величину ~70 нм. Проведенные методом ПЭМ исследования показали, что в пленке присутствуют отдельные частицы, размер которых не превышает 30 нм. Было установлено, что фазы TiNi₃ и Ti₂Ni имеют вид отдельно расположенных частиц (нанозерен), а оксиды Ti представляют собой основу пленки.

Ионно-легированный слой в среднем имеет толщину равную 270 нм. Имплантация приводит к измельчению зеренной структуры по всей толщине этого слоя. Однако, в этом слое трудно выделить границы отдельных зерен α-Ti, являющейся матрицей слоя. Также видно, что в слое 2 присутствуют зерна двух типов: зерна, практически свободные от дислокаций и зерна, внутри которых присутствуют частицы пластинчатой формы. Как показал дифракционный анализ зерна первого типа – это α-Ti. Второй тип – это зерна α-Ti с частицами TiNi₃. Частицы пластинчатой формы являются частицами интерметаллидной фазы TiNi₃. Методом ПЭМ также было установлено, что кроме частиц фазы TiNi₃, находящихся внутри зерен α-Ti, в слое 2 присутствуют частицы еще одного интерметаллида – Ti₂Ni. Частицы фазы Ti₂Ni в этом слое обладают различной формой и располагаются случайным образом

Было установлено, что глубина слоя 3 в имплантированном образце составляет 400 нм при дозе 1×10^{17} ион/см². Морфологически этот слой подобен слою 2. А именно, во-первых, установлено, что ионная имплантация приводит к измельчению зеренной структуры. Во-вторых, фазовый состав в слое 3 такой же, как и в слое 2, то есть матрицей является фаза α-Ti, также присутствуют интерметаллиды фаз TiNi₃ и Ti₂Ni. При этом форма частиц и их расположение в слое 3 также совпадают, но изменяется их объемная доля.

Слой с исходной зеренной структурой полностью соответствует исходному состоянию сплава. Кроме того, на микродифракционной картине, полученной с этого слоя, присутствуют только рефлексы α-Ti.

В работе исследовано структурно-фазовое состояние градиентных модифицированных слоев сплава ВТ1-0 в СМК-состоянии ($d = 0,08$ мкм, $L = 0,4$ мкм), полученном в условиях имплантации ионами никеля.

Установлено, что независимо от дозы имплантация приводит к образованию четырех градиентных слоев. Установлено, что оксидный слой представляет собой аморфную пленку, содержащую оксиды титана, внутри которой присутствуют вторичные выделения нанозерен α-Ti, TiNi₃ и Ti₂Ni с размером до 30 нм.

Ионная имплантация приводит к реструктуризации ионно-легированного слоя и слоя с измельченной зеренной структурой. Фазовый состав данных слоев состоит из α -Ti, TiNi₃ и Ti₂Ni, причем форма частиц и их расположение в слое 3 такие же, как в слое 2.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2026-0003).

ТЕКСТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В МЕТАЛЛАХ С РАЗЛИЧНЫМИ ТИПАМИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

А.А. Редикульцев¹, М. Л. Лобанов^{1,2}, М. А. Зорина¹

¹ Уральский федеральный университет им. первого Президента РФ Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

² Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Email: a.a.redikultsev@urfu.ru

До настоящего времени актуальной задачей металловедения остается установление закономерностей формирования текстуры и ее наследственности в металлических материалах при структурных и фазовых превращениях, которые являются основой для получения структурно-текстурных состояний, обеспечивающих необходимый уровень их эксплуатационных свойств, либо основой для совершенствования или разработки новых технологий их производства.

Значимое влияние на формирование текстуры в материалах оказывают межзеренные границы. Ориентировки двух соседствующих кристаллитов в большой степени определяют структуру и энергию границы между ними делая ее подвижной или неподвижной, или делая ее благоприятной «подложкой» для зарождения новой фазы или зародыша рекристаллизации. В настоящей работе анализ механизмов формирования текстуры, связанный с межзеренными границами, продемонстрирован на примере металлических материалов с ГЦК→ОЦК и ОЦК→ГПУ фазовыми превращениями на технологических этапах их производства.

Текстурная наследственность при фазовых превращениях $\alpha_{\text{ОЦК}} \rightarrow \gamma_{\text{ГЦК}} \rightarrow \alpha_{\text{ОЦК}}$ исследована в малоуглеродистой низколегированной стали 06Г2МБ ((масс. %) С ~ 0,056, Mn ~ 1,7, Nb ~ 0,05 и Mo ~ 0,05, остальное Fe и неизбежные примеси) после термомеханической контролируемой обработки – ТМСР [1]. Для получения в материале разных структурных составляющих для исходной заготовки с бейнитной структурой проводилась дополнительная термическая обработка (рис. 1, а). В результате получены полностью мартенситная структура, смесь мартенсита и феррита, и чисто ферритная структура. Независимо от структурной составляющей при комнатной температуре в спектре межкристаллитных границ всегда фиксируется один и тот же набор специальных границ, который соответствует выполнению ориентационных соотношений (ОС) близких к ОС Курдюмова–Закса. Несмотря на полную фазовую перекристаллизацию для разных структурных составляющих при комнатной температуре наблюдается одна и та же текстура, то есть наблюдается выраженная текстурная наследственность. Условие зарождения новой α -фазы на границе с выполнением ОС к обоим соседним зернам γ -фазы автоматически выполняется если высокоугловая граница на которой происходит превращение близка к любому углу разориентации из полного набора возможных углов между ориентировками γ -фазы, образованными по обратным ОС при $\alpha_{\text{ОЦК}} \rightarrow \gamma_{\text{ГЦК}}$ превращении. Это также приводит к малому числу возможных ориентировок, то есть

формированию текстуры. Факт ориентационной связи компонент текстур объяснен началом реализации фазовых превращений, как сдвиговых, так и диффузионных, на специальных границах РСУ $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$, широко представленных в структуре. Схематическое изображение механизма текстурной наследственности при $\alpha_{\text{ОЦК}} \rightarrow \gamma_{\text{ГЦК}} \rightarrow \alpha_{\text{ОЦК}}$ превращениях показано на рис. 1, б.

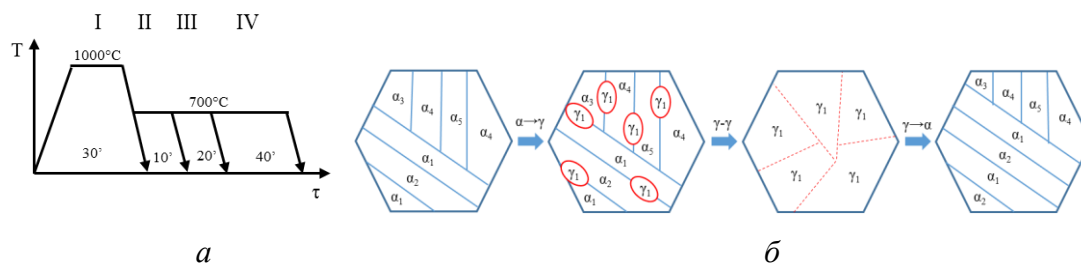


Рисунок 1. Дополнительная термическая обработка стали 06Г2МБ после ТМСП (а) и схематическое изображение механизма текстурной наследственности при $\alpha_{\text{ГПУ}} \rightarrow \beta (\rightarrow \alpha_{\text{ГПУ}})$ -превращениях (б)

На следующем примере продемонстрированы особенности формирования структурно-текстурных состояний в результате $\alpha_{\text{ГПУ}} \rightarrow \beta (\rightarrow \alpha_{\text{ГПУ}})$ -превращений, происходящих при охлаждении с различной скоростью (рис. 2, а), в сплаве Zr-2.5Nb. Во всех случаях для сплавов в выделениях α -, α' - и β -фаз обнаружены заметные размерные и морфологические различия [2]. Несмотря на это при любых скоростях охлаждения между $\alpha(\alpha')$ - и β -фазами наблюдается точное выполнение ОС Бюргерса. Также прослеживается четкая кристаллографическая наследственность текстуры при $\alpha'(\alpha) \rightarrow \beta \rightarrow \alpha'(\alpha)$ -превращениях после нагрева и охлаждения с разными скоростями. Близость исходных и термически обработанных текстурных состояний объяснена зарождением новой фазы по предложенному выше механизму: зарождение новой фазы по ОС Бюргерса происходит на наиболее кристаллографически упорядоченных участках межзеренных границ (кристаллографически обусловленных для ГПУ-решетки и близких к специальным для ОЦК-решетки). Схематическое изображение механизма текстурной наследственности представлено на рис. 2, б.

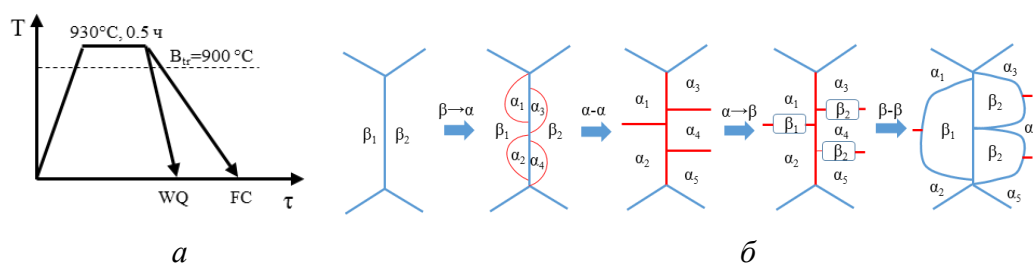


Рисунок 2. Термическая обработка сплава Zr-2.5Nb (а) и схематическое изображение механизма текстурной наследственности при $\alpha_{\text{ОЦК}} \rightarrow \gamma_{\text{ГЦК}} \rightarrow \alpha_{\text{ОЦК}}$ превращениях (б)

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

Список литературы

1. Lobanov M. L., Pyshmintsev I. Y., Urtsev V. N., Danilov S. V., Urtsev N. V., Redikultsev A. A. Physics of Metals and Metallography. 2019. V. 120. Is. 12. P. 1180-1186.
2. Yarkov V. Yu., Pastukhov V. I., Zorina M. A., Soloveva S. V., Redikultsev A. A., Lobanov M. L. // Physics of Metals and Metallography. 2024. V. 125. Is. 10. P. 1136-1147.

НЕЛИНЕЙНАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ЯЧЕИСТЫХ СТРУКТУР С СУБГРАНИЦАМИ В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛАХ

Г.Ф. Сарафанов

Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород

Email: gf.sarafanov@yandex.ru

В настоящей работе рассматриваются процессы самоорганизации дислокаций, лежащие в основе образования ячеистой структуры и обусловленные корреляционной неустойчивостью [1] в дислокационном ансамбле. Проводится исследование и анализ нелинейной модели формирования ячеистых структур в моно- и поликристаллах, для которых субзеренная структура развивается из ячеистой. Эволюционные уравнения динамики дислокаций с учетом их локального, упругого и корреляционного взаимодействия имеют вид [1]:

$$\frac{\partial \rho_a}{\partial t} + \text{div}(\mathbf{J}_a + \mathbf{J}_a^{\text{corr}}) = F_a(\rho_a), \quad (1)$$

$$\mathbf{J}_a(\mathbf{r}) = \rho_a(\mathbf{r})\mathbf{V}_a - M\rho_a(\mathbf{r}) \sum_c \int \rho_c(\mathbf{r}') \nabla W_{ac}(\mathbf{r}' - \mathbf{r}) d\mathbf{r}', \quad (2)$$

$$\mathbf{J}_a^{\text{corr}}(\mathbf{r}) = -M\rho_a(\mathbf{r}) \sum_c \int \rho_c(\mathbf{r}') G(\mathbf{r}' - \mathbf{r}) d\mathbf{r}'. \quad (3)$$

Здесь \mathbf{V}_a – постоянная составляющая скорости дислокаций, обусловленная напряжением течения σ_e в плоскости скольжения; M – подвижность дислокаций в плоскостях скольжения; $a = \pm$ – индекс, определяющий направление вектора Бюргерса в системе скольжения; $G(\mathbf{r}) = g_{ac}(\mathbf{r}) \nabla W_{ac}(\mathbf{r})$ – функция Грина, где $g_{ac}(\mathbf{r})$ – двухчастичная корреляционная функция, $W_{ac}(\mathbf{r})$ – энергия упругого взаимодействия дислокаций; $F_a(\rho_a)$ – нелинейная функция, определяемая локальной кинетикой дислокаций.

Исследование системы уравнений (1)–(3) проводится для суммарной $\rho = \rho_+ + \rho_-$ и избыточной $I = \rho_+ - \rho_-$ плотности дислокаций. Откуда следует, что критерием неустойчивости однородного состояния ($\rho = \rho_0, I = 0$) является выполнение условия

$$\rho > \rho_c = \frac{8\pi e(1-\nu)^2}{b^2} \left(\frac{\sigma_e}{G} \right)^2. \quad (4)$$

Нелинейные решения системы уравнений (1)–(3) можно получить стандартным методом [2] в модовом представлении, в результате получаем решение для суммарной

$$\rho(\mathbf{r}) = \rho_0 + 2\rho_0 \sum_{n=1}^N [A_n \cos(\mathbf{k}_n \mathbf{r} + \phi_n) + C_n \cos 2(\mathbf{k}_n \mathbf{r} + \phi_n)] \quad (5)$$

и избыточной плотности дислокаций

$$I(\mathbf{r}) = I_c \sum_{n=1}^N [A_n \sin(\mathbf{k}_n \mathbf{r} + \phi_n) + C_n \sin 2(\mathbf{k}_n \mathbf{r} + \phi_n)], \quad (6)$$

где N — число равноправных систем скольжения при деформировании кристалла (в одной плоскости), $A_n \propto \sqrt{\rho - \rho_c}$ — амплитуда основной неустойчивой моды (параметра порядка), $C_n \sim A_n^2$ — амплитуды малых затухающих мод, $I_c \approx 2\rho_0$.

Процесс формирования ячеистой структуры обусловлен действием нескольких систем скольжения. Рассмотрим согласно решению (6) для избыточной плотности дислокаций при $N=2$ простейший тип ячеистой дислокационной структуры — ромбический (рис. 1). Структура сформирована дислокациями, перемещающихся в двух взаимно перпендикулярных системах скольжения при условии $\rho \gg \rho_c$, т.е. вдали от точки бифуркации, когда диссипативная дислокационная структура приобретает контрастный вид. В результате процессов полигонизации, т.е. образования дислокационных стенок в максимумах избыточной плотности в ячеистой структуре, формируется система субграниц, представляющая собой клеточную форму (рис. 1).

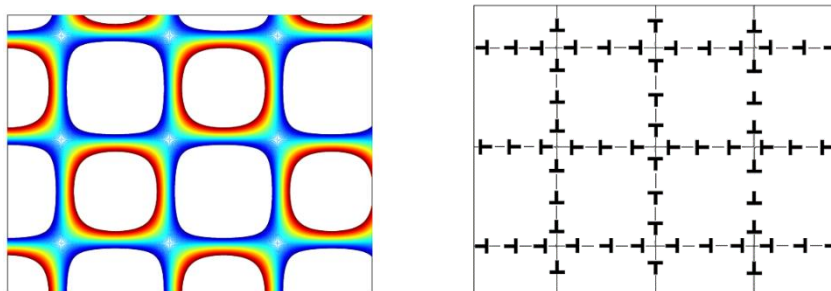


Рис. 1. Динамическая ячеистая структура для избыточной плотности дислокаций и ее дислокационное представление .

При продолжении пластической деформации поток дислокаций увеличивает разориентацию субграниц. Увеличение разориентации происходит вследствие того, что число дислокаций определенного знака, требуемого для увеличения разориентации, всегда преобладает в диссипативной структуре. При снятии нагрузки диссипативная структура разрушается. Оставшиеся дислокации стекают в субграницы. Остается равновесный "каркас" субзеренной структуры.

В поликристаллах в относительно крупных кристаллитах также имеет место возникновение ячеистых структур. В этом случае граница зерна не является свободной, поэтому на границе при формировании ячеистой структуры будет наблюдаться система частичных дисклинаций чередующихся знаков. Эти дисклинации на границе релаксируют, посредством образования оборванных границ в соседнем зерне.

С позиций настоящей работы в монокристаллах и в относительно крупных кристаллитах (когда размер ячеек существенно меньше размера зерен) процесс образования субзеренных ячеек протекает по следующему сценарию. Сначала формируется динамическая ячеистая дислокационная структура, которая характеризуется суммарной и избыточной плотностью. По мере увеличения деформации в диссипативной ячеистой структуре в областях максимального значения избыточной плотности возникают процессы полигонизации, способствующие возникновению малоугловых границ с дальнейшей эволюцией субграниц во фрагменты межзеренного типа.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 25-29-20300)

Список литературы

1. Сарафанов Г.Ф.// Изв. вузов. Радиофизика, 2025, LXVIII, 11, с.939-969.
2. Haken H. Synergetics, Springer, 1978.

ПРИМЕНЕНИЕ НОВЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК ДЛЯ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

Н.Н. Соболева^{1,2}, А.В. Березовский^{1,2}, Н.А. Давыдова¹, И.С. Бахтеев²

¹ Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
Email: natashasoboleva@list.ru

На ООО «Завод сварочных материалов» (Свердловская область, г. Березовский) изготовлены опытные составы порошковых проволок системы легирования Fe-C-Cr-Mn-Ni-Mo-Cu-N с содержанием азота более 0,3%, обеспечивающие аустенитно-ферритный фазовый состав наплавленного металла. Наиболее перспективными из них ранее выполнена многослойная дуговая наплавка, а также сварка пластин высокопрочной стали и пластин дуплексной стали. Целью настоящей работы явилось установление возможности использования разработанных присадочных материалов в технологиях лазерной наплавки.

Работы по лазерной наплавке проводились на роботизированном комплексе на основе лазера ЛС-5 (иттербиевый волоконный мощностью до 5 кВт) и робота KuKa KR60 HA. Первый этап работы заключался в подборе режимов лазерной наплавки (мощность лазерного излучения, скорость наплавки, диаметр лазерного пятна на поверхности), обеспечивающих отсутствие трещин как в наплавленном металле, так и в зоне сплавления с основным металлом, отсутствие макропор и несплавлений между слоями.

По подобранным режимам была выполнена многослойная лазерная наплавка (фактически аддитивная технология прямого лазерного выращивания проволокой) деталей типа «стенка». Сформированные изделия характеризовались сплошностью и равномерным распределением свойств по сечению. Проведены исследования микроструктуры, механических и коррозионных свойств. Разработанные проволоки могут быть использованы для лазерных аддитивных технологий.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-20059 (<https://rscf.ru/project/24-19-20059/>) и Правительства Свердловской области.

КИНЕТИКА ДЕФОРМАЦИОННОГО РАСТВОРЕНИЯ И ФРАКТОГРАФИЯ В НЕРАВНОВЕСНЫХ СПЛАВАХ Cu-Co

Т.П. Толмачёв

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Российская Федерация

Email: tolmachev@imp.uran.ru

Исследована кинетика деформационно-индуцированного формирования пересыщенных твердых растворов системы медь-кобальт. Система характеризуется не смешиваемостью компонентов при стандартных условиях. Исходные составы были взяты в трех соотношениях: с преобладанием меди или кобальта и эквиатомном. Механическое сплавление компонентов осуществлялось сдвигом под высоким давлением (кручением под высоким давлением) на 0,5 оборота, 5 и 30 оборотов наковальни Бриджмена. Структурные изменения, обусловленные механическим

сплавлением, оценивали методом рентгеновской дифрактометрии. Также оценивали влияние деформации на вид поверхности разрушения сплава на СЭМ. Показано, что с ростом величины деформации происходит механическое растворение кобальта в матрице на основе меди, сопровождающееся снижением оценочного среднего размера ОКР и увеличения микроискажений кристаллической решетки твердого раствора. С увеличением доли кобальта в деформируемой смеси компонентов данные эффекты более выражены. Сканирующая электронная микроскопия сплавов, разрушенных изгибом по диаметру образца, показала изменение типа поверхности разрушения от неоднородного квазивязкого при малой деформации к практически полностью хрупкому при больших величинах деформации. В сплаве, полученном синтезом на 30 оборотов, наблюдаются поверхности скола. Такие фразографические изменения связаны с развитием процессов механического перемешивания при малых обработках. При больших деформационных обработках, по мере насыщения перемешивания и однородного взаимного распределения компонентов по объему формирующегося образца, совпадающего с их деформационным изменением, – с активацией процессов непосредственно механического синтеза, что согласуется со снижением ОКР и ростом искажений кристаллической решетки. Однородность хрупкого излома достигается при равномерном распределении по объему образца фазы твердых растворов из компонентов системы. Переход к сколу может объясняться деформационным измельчением уже самого твердого раствора.

Благодарность: Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН, с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ПЕРЕХОДА К СВЕРХНИЗКОМУ ТРЕНИЮ И ИЗНОСУ СТАЛИ С ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ

Е.В. Харанжевский¹, А.В. Макаров², А.С. Широбокова¹

¹ Удмуртский государственный университет, Ижевск

² Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

Представлено описание микроструктуры поверхности стали с оксидно-керамическими покрытиями, полученными высокоэнергетическим короткоимпульсным лазерным излучением. Приведено обоснование закономерностей формирования структурно-чувствительных механических свойств (микротвердости и триботехнических свойств) поверхностей, полученных с различным составом керамик.

На основании результатов ПЭМ и РФЭС установлено влияние добавления оксида магния MgO и оксида марганца MnO на степень аморфизации керамической поверхности при лазерном короткоимпульсном легировании. Приведено обоснование зависимости структуры от состава керамических покрытий. Представлены результаты исследования микротвердости покрытий (до 40 ГПа), адгезионной прочности и триботехнических свойств.

Уточнен механизм перехода к сверхнизкому трению и износу для керамических покрытий двух классов: сверхтвердые покрытия на основе карбида и нитрида бора, антифрикционные покрытия на основе оксида висмута. Предложена модель «эстафетного» механизма, объясняющая достижение сверхнизкого коэффициента трения (0,02) без подачи смазки в зону трения, но с однократным нанесением тонкого

слоя масла И-20 перед началом испытаний. Ключевым условием реализации данного эффекта является образование специальных трибослоев на поверхности покрытий.

«Эстафетный» механизм включает следующие последовательные стадии: стадия хемосорбционной активации жирных кислот (якорное крепление к поверхности); стадия трибохимической трансформации, когда при микроконтактном нагреве катализируется реакция образования сверхсмазывающих пленок; (III) стадия стационарного сверхнизкого трения в течение пути трения до 200 000 м. На этой стадии устойчивый вторичный трибослой, обладающий слоистой кристаллической решеткой с низким сопротивлением сдвигу, совместно с хемосорбированными жирными кислотами обеспечивает легкое скольжение на мезоуровне. Наночастицы в составе керамических покрытий служат источником, обеспечивающим регенерацию этого слоя при деформации поверхности, что и объясняет эффекты самоорганизации, а также безызносности (износа диска и контртела не обнаружено в пределах погрешности измерений), описанные в статье [1].

Список литературы

1. Макаров А.В., Харанжевский Е.В., Сирош В.А., Ипатов А.Г., Соболева Н.Н. Достижение сверхнизкого трения и износа с реализацией эффекта безызносности при короткоимпульсном лазерном легировании стальной поверхности висмутом. МИТОМ №10 (844). 2025 с. 4-15. DOI:10.30906/mitom.2025.10.4-15

СТРУКТУРА И ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ И КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

И.В. Хомская¹, Д.Н. Абдуллина¹, С.В. Разоренов², Л.А. Елшина³,
Г.В. Гаркушин², А.С. Савиных²

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

² Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, г. Черноголовка, Россия

³ Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Email: khomskaya@imp.uran.ru

Изучено влияние дисперсности и дефектности кристаллической структуры меди, легированной микродобавками (0.02-0.20 мас.%) циркония, хрома, графена и углеродными нанотрубками на сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Субмикроструктурная (СМК) и микрокристаллическая (МК) структура с размером зерна 0.2–1.0 и 2.0– 5.0 мкм, соответственно, в материалах была получена методом динамического канально-углового прессования (ДКУП), разработанным в РФЯЦ-ВНИИТФ [1]. Отличительной особенностью ДКУП является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры [2]. Показано, что структурообразование в меди при высокоскоростной (10^4 – 10^5 с⁻¹) деформации происходит за счет закономерно повторяющихся процессов фрагментации, динамической полигонизации и частичной динамической рекристаллизации [3]. В сплавах меди формирование при ДКУП неравновесной СМК структуры происходит в результате процессов фрагментации и частичного деформационного старения с выделением наночастиц вторых фаз [2].

Исследования механических свойств материалов в субмикросекундном диапазоне длительностей нагрузки основаны на том факте, что процессы упруго-

пластического деформирования и разрушения сопряжены с изменением сжимаемости материала и проявляются в структуре плоских волн сжатия и разряжения [3-5]. Динамическая (откольная) прочность материалов исследуется путем регистрации так называемых “откольных явлений” при отражении импульсов одномерного ударного сжатия от свободной поверхности тела [4]. Для получения информации о количественных характеристиках процессов высокоскоростного деформирования и разрушения, анализируемых меди, сплавов и композитов были проведены три серии экспериментов. Испытания проводились в условиях ударного сжатия с давлением 4.7–7.0 ГПа и скоростью деформации $(0.9–3.2) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$ с непрерывной регистрацией профилей скорости свободной поверхности образцов $ifs(t)$ при помощи лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR, имеющего временное разрешение $\sim 1 \text{ нс}$ [4]. Точность измерения скорости свободной поверхности образцов составляла $\pm 3 \text{ м/с}$. На основании анализа полученных волновых профилей были определены параметры ударно-волнового нагружения: давление ударного сжатия, максимальная скорость свободной поверхности, скорость деформации перед откольным разрушением и др.; а также рассчитаны характеристики прочности образцов: динамический предел упругости Гюгонио (σ_{HEL}), динамический предел текучести (Y) и откольная прочность (σ_{sp})

Определено, что исследованные медь и дисперсионно-старееющие сплавы Cu-Cr и Cu-Zr с СМК структурой (0.5–1.0 мкм) в условиях ударного сжатия демонстрируют увеличение σ_{HEL} и Y в 1.8–2.8 и 1.8–3.7 раза, соответственно, по сравнению с исходным крупнокристаллическим (КК) состоянием. Это связано с образованием при ДКУП специфической неравновесной и дефектной СМК структуры в результате высокоскоростных процессов фрагментации. Таким образом, упрочняющий эффект ДКУП сохраняется в экстремальных условиях ударно-волнового нагружения [3, 5].

Установлено, что измельчение зерна сплава Cu–0.03% Zr от КК (200–400 мкм) до СМК состояния (0.5–1.0 мкм) увеличивает σ_{HEL} и Y сплава в 1.9 и 1.8 раза, но уменьшает его σ_{sp} в 1.4 раза. Последующие отжиги при 400 и 450°C, сопровождающиеся распадом пересыщенного твердого раствора с выделением наноразмерных (3–5 нм) частиц Cu_5Zr , позволяют увеличить характеристики упруго-пластического перехода в 3.0 и 3.7 раза и повысить σ_{sp} до уровня КК-аналога. Установлено, что диспергирование структуры сплава Cu–0.10% Cr не только значительно увеличивает σ_{HEL} и Y в 2.6 и 3.7 раз, но и приводит к повышению σ_{sp} в 1.5 раза. Увеличение откольной прочности связано с формированием при ДКУП структуры, состоящей из сильно разориентированных дисперсных зерен с преимущественно неравновесными большеугловыми границами, что способствует затруднению роста микротрещин и замедлению процесса откольного разрушения, по сравнению с исходным КК-состоянием [5].

Показано, что микродобавка графена повышает твердость литой КК Cu-матрицы с 630 до 700 МПа. После ДКУП микротвердость СМК композита (Cu-0.02 % Gp) повышается до 1400 МПа, т.е. становится в 2 раза выше по сравнению с микротвердостью исходной литой КК структуры. В нелегированной графеном СМК меди данный показатель составляет 1.7 раза [3]. Рост твердости деформированных ДКУП металлов и сплавов происходит за счет зернограничного и дислокационного упрочнения. Определено, что ДКУП литых медных композитов, легированных микродобавками (0.004–0.02 мас.%) графена и модифицированных многостенными углеродными нанотрубками (0.002 мас.%), приводит к увеличению σ_{HEL} и Y в 4.0–5.6 раза и σ_{sp} в 1.2–1.8 раза, соответственно, по сравнению с исходным литым КК состоянием.

Повышенный уровень механических свойств СМК и МК сплавов и композитов по сравнению с СМК медью [3] связан с упрочнением, обусловленным выделением

наночастиц вторых фаз (Cu_5Zr и Cr), в сплавах в процессе ДКУП и последующих отжигов [2,5], и введением армирующих микродобавок графена и углеродных нанотрубок. Полученные экспериментальные данные о характере откольного разрушения сплавов и композитов на основе меди, с СМК и МК структурами, сформированными при ДКУП и оценка влияния дисперсности и дефектности структуры на сопротивление высокоскоростному деформированию, позволяют прогнозировать поведение СМК материалов в экстремальных условиях эксплуатации.

Работа выполнена в рамках госзадания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН (тема Структура № 122021000033-2) и для ФИЦ ПХФ и МХ РАН (тема FFSG-2024-0001 № 124020600049-8).

Список литературы

1. Способ динамической обработки материалов: пат. 2283717 Рос. Федерация /Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З.; опублик. 27.04.2006, Бюл. № 26, с. 64.
2. Khomskaya I.V., Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Kheifets A.E., Shorokhov E.V., Abdullina D.N., IOP Conf. Series: Mater Sci and Eng, 2018, V. 447, p. 12007–12012.
3. Хомская И. В., Разоренов С. В., Гаркушин Г. В., Шорохов Е. В., Абдуллина Д. Н. Физика металлов и Металловедение, 2020, Т. 121, с. 435–442.
4. Разоренов С. В., Гаркушин Г. В., Журнал технической физики, 2015, Т. 85, с. 77–82.
5. Абдуллина Д. Н., Хомская И. В., Разоренов С. В., Шорохов Е. В., Физика металлов и металлловедение, 2023, Т. 124, с. 1279–1287.

ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ TiNi РАЗЛИЧНОГО ФАЗОВОГО СОСТАВА

А.А. Чуракова^{1,2}, Э.И. Исхакова^{1,2}, Е.В. Воробьев^{1,2}

¹ Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра

² Уфимский университет науки и технологий

Email: churakovaa_a@mail.ru

Мартенситные превращения, в том числе в сплавах системы TiNi, происходят с изменением объёма участвующих фаз [1–2]. Хотя эти изменения минимальны, они, наряду с другими особенностями превращений, приводят к повышенным напряжениям в межфазной области — на границах превращающихся фаз, что вызывает образование необратимых кристаллографических дефектов (например, дислокаций в аустенитной фазе) [2]. Данные о коррозионных характеристиках никелида титана противоречивы. Одни считают никелид титана одновременно и легко корродирующим, и стойким к коррозии, сравнивая его антикоррозионные свойства с чистым титаном [3–8]. Защита никелида титана от коррозии, особенно локальной, обусловлена наличием на его поверхности внешнего слоя плёнки оксидов титана; чем плотнее и однороднее по структуре и фазовому составу оксидный слой, тем выше коррозионная стойкость никелида титана и тем ближе он по коррозионным свойствам приближается к титану и сплавам на его основе [3]. Электронографическим анализом установлено, что оксиды титана и никеля в анодной плёнке существуют в виде отдельных фаз, а не в форме сложного оксида титана–никеля. Обнаружено, что структура оксида титана при низких потенциалах близка к анатазу, а при высоких — к рутилу. Систематические исследования коррозии сплавов TiNi с разной структурой в литературе отсутствуют; не

выявлены сходства и различия коррозионных свойств никелида титана в аустенитном и мартенситном состояниях с различной микроструктурой. Таким образом, нет исследований влияния деформационно-термических воздействий на коррозионные и электрохимические свойства никелида титана с разной микроструктурой в мартенситном и аустенитном состояниях. В литературе нет систематических исследований коррозии никелида титана с УМЗ-структурой; не выявлены сходства и различия коррозионных свойств никелида титана в аустенитном и мартенситном состояниях с УМЗ-структурой. Таким образом, практически отсутствуют исследования влияния деформации на коррозионные и электрохимические свойства никеля и никелида титана с УМЗ-структурой в мартенситном и аустенитном состояниях. Данное исследование направлено на изучение структуры сплава TiNi в различных структурных состояниях после электрохимических коррозионных испытаний. Материалами исследования служили двухкомпонентные сплавы: Ti_{49,0}Ni_{51,0}, имеющий при комнатной температуре структуру аустенита B2 (ОЦК-решётка типа CsCl), и Ti_{50,0}Ni_{50,0} с решёткой мартенсита B19'. Для формирования твёрдого раствора на основе TiNi и исключения предыстории получения материала сплав закачивали из области гомогенности (от 800 °C) в воду. После закалки образцы были проведены деформационная обработка методом равноканального углового прессования по маршруту Bc (6 проходов) при T = 450 °C. Структурные исследования образцов после коррозионных испытаний проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEOL JSM-6490LV. Съёмку вели при ускоряющем напряжении 20 кВ с использованием SE-детектора. Параметры электрохимической коррозии определяли с помощью универсального потенциостат-гальваностата Р-2Х «Элинс» в режиме линейной развёртки потенциала со скоростью 10 мВ/с в водном растворе NaCl и H₂SO₄ в электрохимической ячейке с разделением рабочего электрода и электрода сравнения электролитическим ключом. В качестве электрода сравнения использовали стандартный хлорсеребряный электрод ЭСр10101, вспомогательным электродом служил стальной стержень. Коррозионное поведение изучали гравиметрическим методом; образцы выдерживали в водном растворе NaCl и H₂SO₄ в течение месяца. Фазовый состав исследовали на рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV. В крупнозернистом сплаве Ti_{50,0}Ni_{50,0} значительных коррозионных повреждений не наблюдается; продукты коррозии хорошо видны в тёмном поле, полученном с помощью инвертированного микроскопа. В ультрамелкозернистом состоянии наблюдаются значительные коррозионные повреждения в виде питтингов, размер которых составляет несколько микрометров. Исследования сплава Ti_{49,0}Ni_{51,0} в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях показали, что скорость коррозионного разрушения в крупнозернистом сплаве более чем в 114 раз выше, чем в ультрамелкозернистом. На снимках поверхности микроструктуры крупнозернистого образца наблюдается коррозионное разрушение — глубокие поражения разного диаметра и глубины, расположенные по всей поверхности сплава. На снимках микроструктуры ультрамелкозернистого сплава видны лишь незначительные последствия проведённых коррозионных испытаний, не нарушившие целостность образца. Рентгенофазовый анализ сплавов TiNi показал, что в результате коррозионных процессов фазовый состав сплава изменяется, сопровождаясь образованием гидрида TiNi — TiNiH_{1,4}. В ультрамелкозернистом состоянии объёмная доля образовавшегося гидрида выше, чем в крупнозернистом. Это характерно для обоих сплавов, однако в мартенситном сплаве объёмная доля выше, чем в аустенитном. Также в крупнозернистом образце до коррозионных исследований аустенит составляет 80,8%, тогда как в ультрамелкозернистом состоянии объёмная доля аустенита равна 89,16%. Как известно, сплав в аустенитном состоянии более коррозионностоек, поскольку имеет меньшее количество дефектов по сравнению с мартенситным состоянием. Анализируя в

совокупности полученные данные о влиянии структурного состояния сплава и размера зерна, можно предположить, что аустенитная структура покрыта пассивирующими плёнками для сплава TiNi в УМЗ-состоянии. Проведённые испытания методом электрохимической коррозии показали аналогичную тенденцию поведения в коррозионной среде.

Благодарность: *Исследование было выполнено в рамках гранта Российского научного фонда (проект № 22-73-00289).*

Список литературы

1. V.N. Khachin. Titanium nickelide: structure and properties / М.: Nauka. 1992.
2. Brailovski, V. Shape memory alloys: fundamentals, modeling, applications / Montreal: Ecolede technologie esuperieure (ETS) Publ. 2003.
3. T.N. Ustinskaya, N.D. Tomashov, E.N. Lubnik. Electrochemistry, 1987, 23, p. 254-259.
4. G.G. Kossy, G.N. Trusov, B.A. Goncharenko, V.S. Mikheev. Protection of metals, 1978, 14, 6, p. 662–666.
5. T.P. Stepanova, V.V. Krasnoyarsky, N.D. Tomashov, I.P. Druzhinina. Protection of metals, 1978, 14, 2, p. 169-171.
6. O.G. Deryagina, E.N. Paleolog, A.T. Akimov, V.G. Dagurov. Electrochemistry, 1980, 16, 12, p. 1828-1833.
7. Tan, L. Biomaterials, 2003, 24, p. 3931-3939.
8. Okazaki, Y. Biomaterials, 1998, 19, p. 1197-1215.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВА $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

А.А. Чуракова^{1,2}, Э.И. Исхакова^{1,2}, Е.В. Воробьев^{1,2}

¹ Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра

² Уфимский университет науки и технологий

Email: churakovaa_a@mail.ru

Сплавы с памятью формы широко используются в качестве функциональных материалов в различных отраслях промышленности. Наиболее распространенные сплавы с памятью формы созданы на основе TiNi [1-3]. Возможным способом повышения прочностных и функциональных свойств сплавов TiNi является термоциклирование (ТЦ). Предыдущие исследования показали, что при прямом мартенситном превращении (МП) образуются дислокации, которые сохраняются и при обратном мартенситном превращении. Кроме того, в сплавах с высоким содержанием никеля возможно старение с выделением частиц Ti_3Ni_4 , которые также влияют на свойства. Особенности структурообразования при старении изучены достаточно полно; в частности, различными научными группами проводились исследования влияния температуры и времени изотермического отжига на размер, морфологию и распределение частиц фазы Ti_3Ni_4 . Использование методов модификации структуры (РКУП, КВД и др.) позволяет уменьшить размер зерен с созданием в этих сплавах ультрамелкозернистой (УМЗ) или нанокристаллической (НК) структуры. Изучение влияния старения на микроструктуру и свойства сплава TiNi с предварительным термоциклированием представляет интерес, поскольку повышение прочности и износостойкости материала является весьма актуальной задачей. Исследования

проводились на сплаве TiNi с высоким содержанием Ni в КЗ и УМЗ состояниях, после старения в диапазоне температур 250...400°C после ТЦ 0...500. В результате такой обработки происходит генерация и накопление дислокаций в структуре с увеличением числа циклов как в КЗ, так и в УМЗ состояниях. После максимального числа циклов и отжига в диапазоне низкотемпературного и высокотемпературного старения происходит дополнительный рост плотности дислокаций, а также в отдельных областях структуры в УМЗ состоянии наблюдается выделение частиц старения при низкотемпературном отжиге. Данные, полученные в крупнозернистом состоянии, показывают, что на кривых ДСК при прямом мартенситном превращении появляется отчетливый экзотермический пик. Напротив, при обратном мартенситном превращении наблюдается эндотермический пик, который связан с возникновением высокотемпературной аустенитной фазы В2 из мартенситной фазы В19'. После термоциклирования в течение 100 циклов наблюдался пик от промежуточной фазы R при прямом мартенситном превращении и снижение температур мартенситных превращений (M_n , A_k). После завершения максимального количества циклов наблюдались разнонаправленные изменения температуры, включая небольшое снижение температуры начала прямого превращения (M_n) и температуры окончания обратного превращения (A_k), а также повышение температуры конца прямого превращения (M_k) и начала обратного превращения (A_n). Вследствие влияния многократных мартенситных превращений в структуре после 250 циклов и последующего низкотемпературного отжига в ультрамелкозернистом состоянии наблюдается выделение частиц Ti_3Ni_4 .

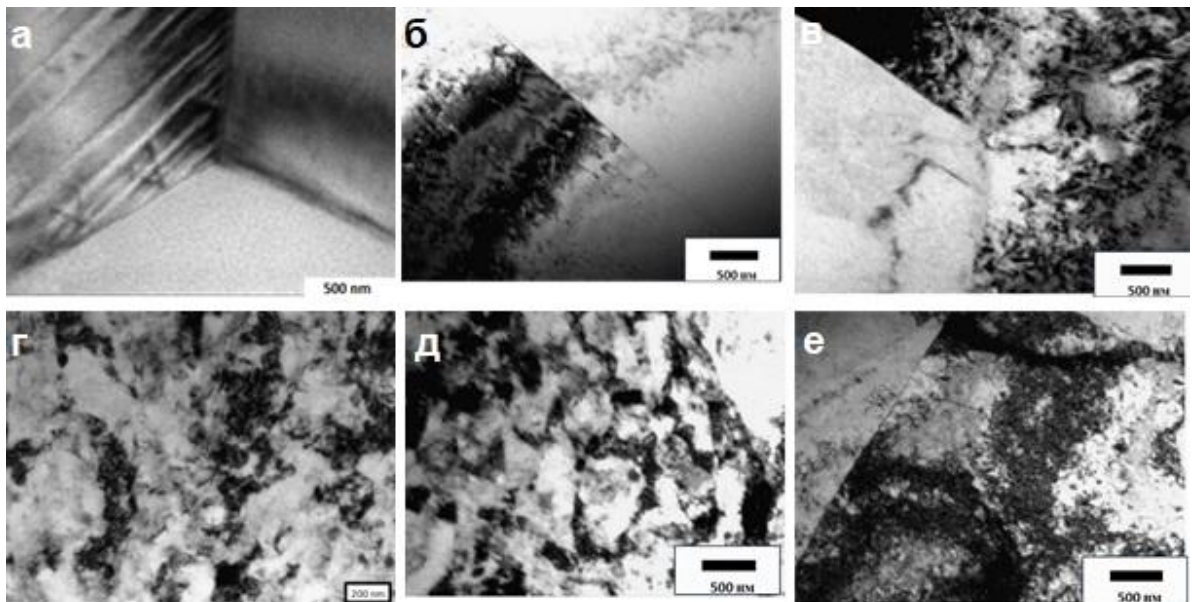


Рисунок 1. Микроструктура сплава TiNi в крупнозернистом (а), ультрамелкозернистом (г) состоянии после термоциклирования и отжигов (б, в; д, е).

Список литературы

1. V.N. Khachin. Titanium nickelide: structure and properties / М.: Nauka. 1992.
2. Brailovski, V. Shape memory alloys: fundamentals, modeling, applications / Montreal: Ecolede technology esuperieure (ETS) Publ. 2003.
8. Otsuka, K., Wayman, C.M. Shape Memory Materials. Cambridge University Press. Cambridge. 1999.

О СОСТОЯНИИ И ДИФФУЗИОННОМ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИИ УГЛЕРОДА В СТАЛЯХ ПРИ РЕЕЧНОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ

Ю.С. Нечаев¹, Н.А. Шурыгина², В.П. Филиппова¹

¹ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина

² РТУ МИРЭА

Email: yuri1939@inbox.ru

Посредством анализа ряда экспериментальных данных [1-4] для среднеуглеродистых сталей и сплава Fe-0,85 ат.% С показано, что при реечном мартенситном превращении, при закалке из аустенитного состояния в ледяную ванну, имеет место аномально быстрое диффузионное перераспределение атомов углерода из твердого раствора в атмосферы на дислокациях, происходящее, главным образом, при мартенситном сдвиге по ширине реек, вызывающем высокоскоростную деформацию реек ($\dot{\epsilon} \approx 10^5 \text{ с}^{-1}$) и образование в них высокой плотности дислокаций ($\rho \approx 6 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$) [1-2].

Впервые определен коэффициент диффузии углерода в решетке реечного мартенсита при мартенситном превращении в интервале температур начала (T_n) и конца (T_k) превращения ($D \approx 10^{-3} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$), что на 6–7 порядков превышает известные значения коэффициента диффузии углерода в решетке феррита при температурах ($T_n - T_k$), то есть при мартенситном превращении имеет место аномально быстрая диффузия углерода, очевидно, обусловленная высокоскоростной деформацией реек ($\dot{\epsilon} \approx 10^5 \text{ с}^{-1}$) при мартенситном сдвиге. Показано, что перераспределение атомов углерода при изотермической выдержке закаленного сплава при 293 К происходит с «нормальным» коэффициентом диффузии ($D \approx 2 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$), близким к известному значению коэффициента диффузии углерода в решетке феррита при комнатной температуре [1].

Показано, что твердый раствор углерода в решетке реечного мартенсита при мартенситном превращении (при температурах ($T_n - T_k$)) может содержать ~0,75 ат.% С и являться формально пересыщенным (на несколько порядков) по отношению к выпадению цементита (если не учитывать напряженное состояние раствора). Напряженный раствор находится в равновесии при ($T_n - T_k$) с весьма «слабыми» атмосферами (в отношении закрепления дислокаций); число атомов углерода в расчете на дислокацию атомной длины здесь на порядок ниже по сравнению с «сильными» Коттрелловскими атмосферами в сплаве при 293 К ($n = 21 \pm 1$), находящимися в равновесии с напряженным раствором с концентрацией 0,17 ат.% С.

Показана целесообразность использования полученных в настоящей работе результатов для интерпретации известных данных о растворении цементита и диффузионном перераспределении освободившегося таким образом углерода в Коттрелловские атмосферы на дислокациях в деформируемых (при комнатной температуре) перлитных сталях, а также для интерпретации известных данных о предотвращении замедленного хрупкого разрушения реечного мартенсита в закаленных из аустенитного состояния и выдержанных при комнатной температуре низко- и среднеуглеродистых сталях посредством отпуска при температурах $\sim(T_n - T_k)$.

Список литературы

1. Ю.С. Нечаев, УФН 2008, 178, с. 709-725.

2. Ю.С. Нечаев, Н.А. Шурьгина, А.О. Черетаева, Проблемы черной металлургии и материаловедения 2025, 3, с.13-22.

3. J. Wilde, A. Cerezo, G.D.W. Smith, Scripta Materialia 2000, 43, 1, p.39-48.

4. В.М. Гундырев, В.И. Зельдович, В.М. Счастливец, Физика металлов и металловедения 2020, 121, 11, с. 1142-1161.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ IF-СТАЛИ В ПОЛНОМ ЦИКЛЕ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

С.В. Яркова^{1,2}, М.А. Зорина¹, В.Ю. Ярков^{1,2}, М.Л. Лобанов¹

¹ ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

² АО «Институт реакторных материалов»

Email: ssoloveva00@gmail.com

Сверхнизкоуглеродистая микролегированная IF-сталь (Interstitial Free Steel – сталь свободная от атомов внедрения) обладает повышенными пластичностью и ударной вязкостью. IF-стали содержат не более 0,006 мас. % углерода. Также её микролегируют титаном и/или ниобием для связывания остаточного углерода в крупные карбиды при высокой температуре для существенного улучшения способности к глубокой вытяжке. Традиционный способ обработки холоднокатаной низкоуглеродистой стали включает выплавку, горячую прокатку (ГП), травление, холодную прокатку (ХП) с общим обжатием в диапазоне от 55 до 85% и рекристаллизационный отжиг (РО). В результате холодной прокатки формируется кристаллографическая текстура, необходимая для получения высококачественного листа. Последующий рекристаллизационный отжиг снижает твердость, улучшает формуемость, снимает внутренние напряжения и устраняет структурную неоднородность [1].

Аксиальная текстура с осью $\langle 111 \rangle$, параллельной направлению движения штампа, является идеальной текстурой листового материала, подвергаемого глубокой вытяжке [1]. Данная работа посвящена исследованию микроструктурного и текстурного состояния в промышленной IF-стали с целью получения информации для улучшения физико-механических свойств за счет оптимизации параметров технологических операций.

После ГП микроструктура стали неоднородна по толщине листа. В приповерхностных слоях листового проката средний размер зерна составлял $\sim 10,5$ мкм, рисунок 1 а, а центральной части - $\sim 15,0$ мкм, рисунок 1 б. ХП листового проката с величиной деформации 83 % привела к формированию по всей толщине листа значительно вытянутых ферритных зерен с характерной оладьеобразной («pancake») формой, рисунок 1 в. Средние размеры деформированных зерен в поверхностной и центральных областях ($\sim 1,8$ и $\sim 2,5$ мкм) коррелируют с соответствующими величинами в горячекатанной полосе. Структура IF-стали после РО по всей толщине полосы характеризуется однородными равноосными зёрнами, имеющими средний размер приблизительно 10,4 мкм, рисунок 1 г.

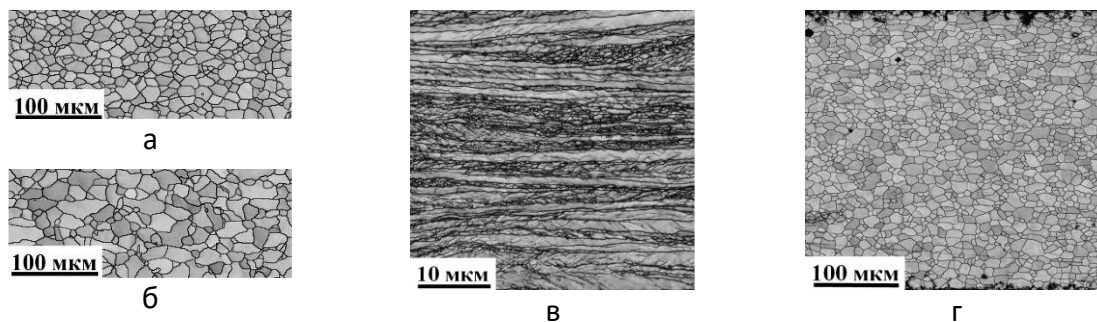


Рисунок 1. Микроструктура IF-стали после промышленных переделов: а, б – после ГП; в – после ГП; г – после РО

После ГП текстурный анализ с использованием функции распределения ориентаций (ФРО) показал, что в центральных слоях проката наиболее сильными текстурными компонентами являются $\{001\}\langle 110 \rangle$ и $\{112\}\langle 110 \rangle$ - $\{113\}\langle 110 \rangle$, рисунок 2 а, б. Поверхностные слои проката характеризуются наличием рассеянных компонент: $\{110\}\langle 001 \rangle$ – $\{120\}\langle 001 \rangle$, $\{110\}\langle 112 \rangle$ – $\{110\}\langle 111 \rangle$, $\{114\}\langle 221 \rangle$, рисунок 2 в, г.

Кристаллографическая текстура поверхностной и центральной областей холоднокатанной полосы состоит из одних и тех же стабильных деформационных компонент. В центральной области лучше выражены ориентации $\{111\}\langle 110 \rangle$, рисунок 2 д, е, в поверхностном слое – $\{111\}\langle 112 \rangle$, рисунок 2 ж, з.

Кристаллографическая текстура после РО по всей толщине полосы является практически однородной, рисунок 4 и, состоящей из существенно более выраженных ориентаций $\{111\}\langle 112 \rangle$, и более слабых – $\{111\}\langle 110 \rangle$, которые с учетом их рассеяния образуют аксиальную γ -компоненту, наиболее благоприятную для штамповки [1].

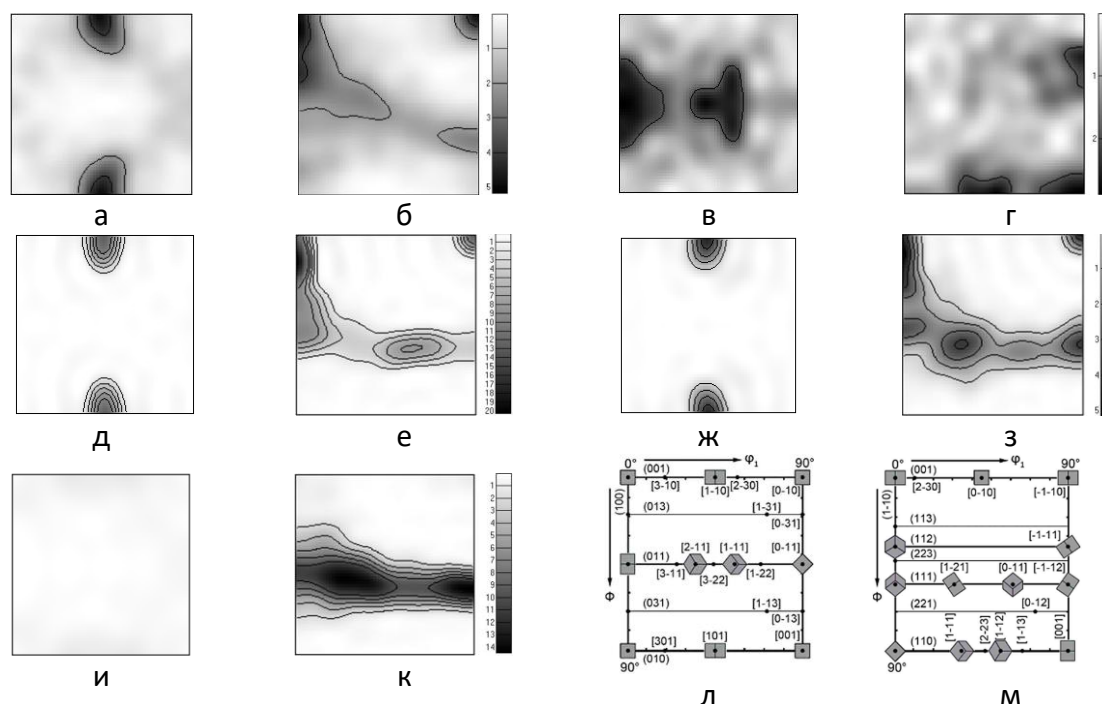


Рисунок 2. Эволюция кристаллографической текстуры IF-стали по промышленным переделам ее производства в виде сечений ФРО $\phi_2=0^\circ$ (а, в, д, ж, и) и $\phi_2=45^\circ$ (б, г, е, з, к): а, б – ГП, центр; в, г – ГП, поверхность; д, е – ХП, центр; ж, з – ХП, поверхность; и, к – РО, вся толщина; л, м – шаблоны для расшифровки сечений ФРО с указанием вида с ПН основных ориентаций в виде элементарных ячеек ОЦК-решетки

Показано, что изменение текстурно-структурного состояния IF-стали по переделам может быть объяснено структурно-текстурной наследственностью, «генами» которой являются разориентации близкие к $\Sigma 3$ и $\Sigma 9$ [2].

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

Список литературы

1. И.Ю. Пышминцев, Упрочнение листовых сталей для холодного формоизменения. Екатеринбург: Изд-во АМБ 2004, 159 с.
2. А. А. Редикульцев, М. А. Зорина, В. И. Пастухов, М. Л. Лобанов, Роль специальных границ при структурных и фазовых превращениях в металлах и сплавах. 1. Деформация и рекристаллизация // Металловедение и термическая обработка металлов 2025, № 9, с. 6-11.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С
УЧЕТОМ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И РАЗРУШЕНИЯ В
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КОМПОЗИТЕ «НИКЕЛИД ТИТАНА –
ДВУХСЛОЙНОЕ ПОКРЫТИЕ»**

В.Р. Балохонов^{1,2}, Р.Р. Балохонов^{1,2}, В.А. Романова^{1,2}, Е.С. Марченко²

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

² Томский государственный университет, Томск

Email: vbalokhonov@ispms.ru

Покрытие получено при 900°C в аргоне из трёхслойного наноламината Ti/Ni/Ti на подложке TiNi [1]. Методом EBSD изучена поликристаллическая структура композита «TiNi–Ti₄Ni₂–TiO», построена пиксельная модель поликристалла, идентифицированы ориентации зёрен и создана воксельная конечно-элементная сетка для ABAQUS/Explicit, учитывающая упругую и пластическую анизотропию [2, 3] (Рис. 1).

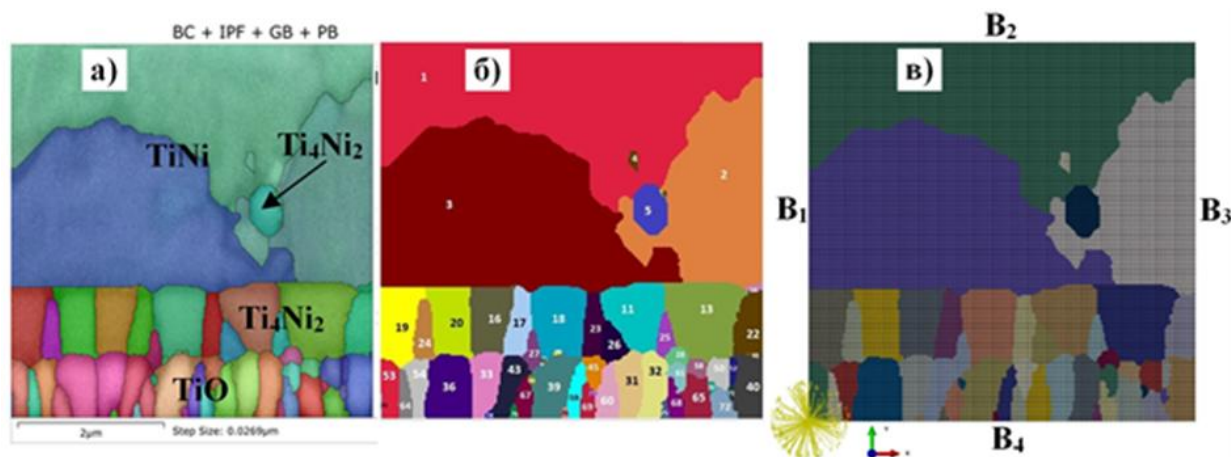


Рисунок 1. Ориентационная карта поликристаллического композита: а) данные EBSD анализа; б) соответствующая модельная пиксельная карта с ориентациями; в) конечно-элементная модель

Проведены расчёты циклов растяжение–разгрузка и сжатие–разгрузка поликристаллической структуры с учётом упругих фазовых превращений в никелиде титана, пластического течения в слое покрытия Ti₄Ni₂ и разрушения в обоих слоях покрытия – Ti₄Ni₂ и TiO. Проведен последовательный сравнительный анализ напряженно-деформированного состояния при растяжении и последующей разгрузке поликристаллической структуры. Проведены два расчета, в которых покрытие из оксида титана деформируется упруго. В первом расчете Ti₄Ni₂ также упругое. Во втором расчете допускается и фазовый переход в никелиде титана и пластическое течение в Ti₄Ni₂ слое покрытия.

Выявлено, что пластическое течение в слое Ti₄Ni₂ приводит к перераспределению напряженно-деформированного состояния в подложке из никелида титана и влияет на механизмы зарождения и распространения фазовых превращений. Остаточная пластическая деформация в Ti₄Ni₂ возникающая в покрытии при активном растяжении или сжатии, способствует тому, что после разгрузки в никелиде титана наблюдается

остаточный мартенсит, локализующийся вблизи границы раздела между слоем покрытия и подложкой, а также вокруг зерна Ti_4Ni_2 , находящегося в подложке.

При дальнейшем нарастании нагрузки начинается разрушения покрытия. В постановке задачи слой покрытия TiO упруго-хрупкий – разрушение происходит при достижении напряжений критической величины. В Ti_4Ni_2 критерий разрушения задавался по интенсивности пластической деформации (Рис. 2).

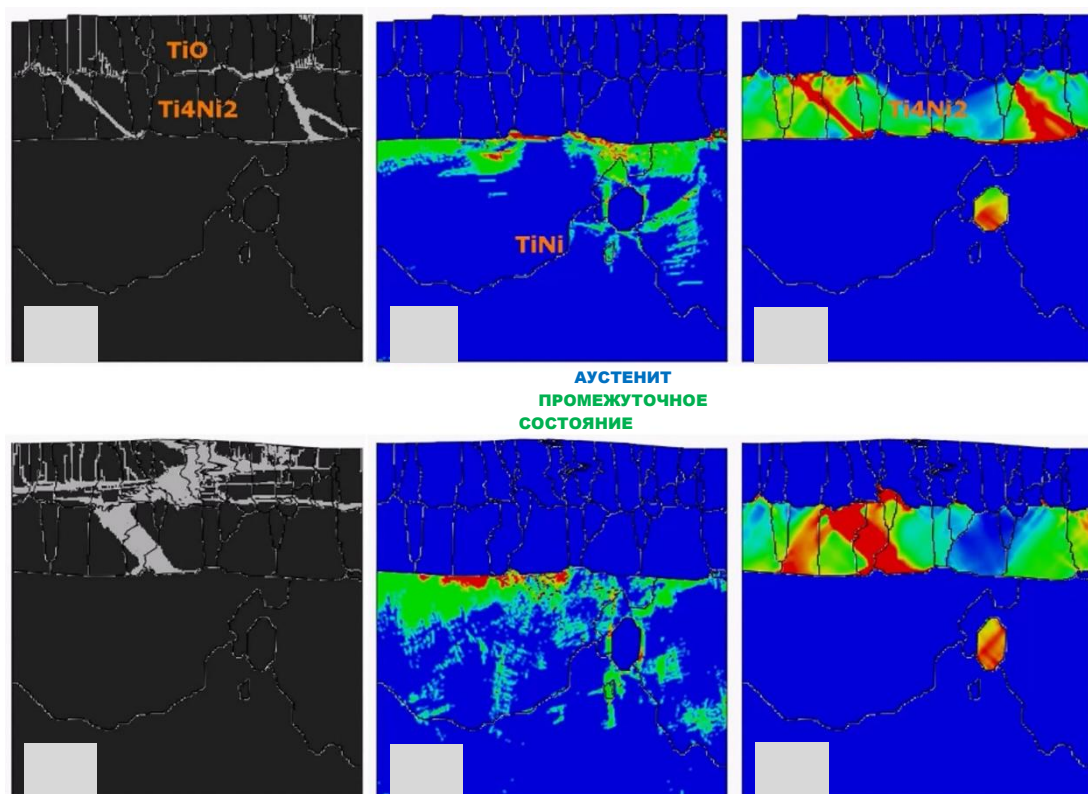


Рисунок 2. Картины разрушения (а, г), фазового состояния (б, д) и пластической деформации (в, е) после разгрузки композита из состояний растяжения (а-в) и сжатия (г-е)

Установлено, что при сжатии в слое покрытия TiO трещины распространяются вдоль направления сжатия, а при растяжении – перпендикулярно направлению приложения нагрузки. В условиях сжатия разрушение покрытия происходит более интенсивно.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2026-0003) и программы ТГУ Приоритет 2030.

Список литературы

1. E. S. Marchenko, G. A. Baigonakova, K. M. Dubovikov, Yu. F. Yasenchuk, S.V. Gunther, Surfaces and Interfaces 2021, 24, p. 101111.
2. Р. Р. Балохонов, В. А. Романова, А. В. Землянов [и др.], Физическая мезомеханика 2025, 28, S4, с. 21-40.
3. А. И. Швейкин, А. А. Вшивкова, П. В. Трусов, Физическая мезомеханика 2024, 27, 2, с. 50-68.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ЧАСТИЦ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Д.Д. Гатиятуллина^{1,2}, А.В. Землянов¹, В.Р. Балохонов^{1,2}, И.Р. Бжицких^{1,3},
Е.Д. Мочалова^{1,3}

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

Email: gdiana@ispms.ru

Металлокерамические композиты и покрытия, обладающие высокими удельной прочностью, износостойкостью и долговечностью, широко используются в различных отраслях промышленности [1]. Композиционные материалы обладают существенной структурной неоднородностью, которая обусловлена наличием криволинейных границ раздела («покрытие-подложка», «матрица-частицы»), а также разницей механических и термических свойств компонентов (упругие модули, пределы прочности, коэффициенты теплового расширения и др.). Вблизи неоднородных границ раздела возникают концентрации напряжений, которые приводят к зарождению трещин в частицах и локализации пластической деформации в матрице, что является причиной преждевременной потери прочности изделия [2]. Наряду с экспериментальными исследованиями важную роль играет разработка численных моделей композитов с явным учетом границ раздела различных масштабов. Применение иерархических моделей позволяет анализировать процессы возникновения и эволюции локальных концентраций напряжений в объеме материала при нагружении, что в эксперименте затруднительно, а во многих случаях невозможно реализовать [3].

Рассмотрен вопрос о влиянии объемной доли частиц карбида бора в элементе металлокерамического покрытия на локализацию пластической деформации в матрице после охлаждения и разрушение частиц при последующем растяжении. Были рассмотрены три модельные структуры с различным содержанием частиц кремния. Объемная доля частиц составляет 26 %, 15 % и 8 %. Структура композитов учитывает сложную форму частиц в явном виде. Моделирование проводилось с явным учетом иерархической структуры в динамической постановке методом конечных элементов в программном пакете ABAQUS/Explicit. Установлено, при увеличении объемной доли керамических частиц в композите положительное влияние остаточных напряжений увеличивается. При малом расстоянии между частицами в них возникают растягивающие напряжения после охлаждения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2026-0003) и программы ТГУ Приоритет 2030.

Список литературы

1. Samal P., Vundavilli P.R., Meher A., Mahapatra M.M., Journal of Manufacturing Processes, 2020, 59, pp. 131–152.
2. Kim M.-K., Fang Y., Kim J., Kim T., Zhang Y., Jeong W., Suhr J., Metals, 2023, 13, pp. 1658.
3. Balokhonov R., Zemlianov A., Gatiyatullina D., Romanova V., Metals, 2023, 13, pp. 724.

ЭВОЛЮЦИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТАХ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Д.Д. Гатиятуллина^{1,2}, А.В. Землянов¹, Р.Р. Балохонов^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

Email: gdiana@ispms.ru

Благодаря высокой удельной прочности дисперсно-упрочненные металлокерамические композиционные материалы широко используются в машиностроении, энергетике и авиакосмической промышленности [1]. Композитные покрытия улучшают износостойкость, коррозионную стойкость и прочность поверхностных слоев материала. Несмотря на широкое применение, дискуссионными остаются вопросы прочности и долговечности композитных материалов. Связано это, прежде всего, с тем, что композиты обладают сложной многофазной структурой, характеризующейся наличием границ раздела различных масштабов и свойств. Предсказать разрушение подобных систем в рамках макроскопических подходов затруднительно. Решение следует искать в рамках многоуровневого подхода физической мезомеханики материалов. Известно, что границы раздела в структурно-неоднородных материалах вызывают концентрацию напряжений, локализацию пластической деформации и последующее зарождение микродефектов и трещин [2]. Значения локальных напряжений и деформаций в приграничных областях, среди прочего, зависят от разницы в термомеханических свойствах контактирующих материалов. Чем больше разница, тем выше напряжения, развивающиеся вблизи границ раздела.

В настоящей работе исследуется формирование и эволюция остаточных напряжений в металлокерамических композитах с различной объемной долей и размером упрочняющих частиц. Остаточные напряжения измерялись после охлаждения, а также после разных степеней деформации композитов. Проведены расчеты охлаждения с последующим механическим нагружением металлокерамических композитов с одновременным учетом разрушения частиц. Численно исследованы процессы формирования остаточных напряжений в композитах с различной объемной долей частиц. Для исследования процессов зарождения и распространения трещин в частицах использовался критерий разрушения, который учитывает вид локального напряженного состояния. Динамические краевые задачи решались методом конечных элементов в программном комплексе ABAQUS/Explicit. Показано, что трещины в частицах зарождаются в областях объемного растяжения и распространяются вдоль направления сжатия и перпендикулярно оси растяжения. С увеличением объемной доли частиц и уменьшением их размера остаточные напряжения в матрице после изготовления композитов возрастают.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2026-0003) и программы ТГУ Приоритет 2030.

Список литературы

1. A. Sankhla, and K. Patel, *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2021, 8 (1), p. 1–22.
2. Землянов А.В., Гатиятуллина Д.Д., Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Никонов С.Ю., Романова В.А., Балохонов Р.Р., *Физическая мезомеханика*, 2023, 26, p. 103–116.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Д.Д. Гатиятуллина^{1,2}, А.В. Землянов¹, Р.Р. Балохонов^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

Email: gdiana@ispms.ru

Композиционные материалы благодаря высокому соотношению прочности к весу широко применяются в авиакосмической, автомобилестроительной и энергетической отраслях промышленности [1]. Сплавы на основе алюминия обладают превосходной износо- и коррозионную стойкостью, а благодаря высокой удельной прочности являются перспективными конструкционными материалами, которые позволяют снизить массу транспортного средства. Металлокерамические композиты обладают сложной иерархически организованной структурой, характеризующейся наличием криволинейных границ раздела и существенным различием механических свойств матрицы и наполнителя (модули упругости, прочность и др.). Вблизи неоднородных границ раздела возникают концентрации напряжений, которые приводят к зарождению трещин в частицах и локализации пластической деформации в матрице, что является причиной преждевременной потери прочности изделия [2]. Учет сложной структуры композитов в явном виде позволяет получить новые знания о механизмах деформации композитов на разных масштабных уровнях [3].

В настоящей работе проведено численно-экспериментальное исследование закономерностей деформирования и разрушения металлокерамического композита. На основе экспериментальных данных создана модельная структура композита. Нерегулярная форма границ раздела между матрицей и частицами учитывалась в расчетах в явном виде. Для исследования процессов зарождения и распространения трещин в частицах использовался критерий разрушения, который учитывает вид локального напряженного состояния. Динамические краевые задачи решались методом конечных элементов в программном комплексе ABAQUS/Explicit. Изучен характер разрушения частиц карбида титана при сжатии. Показано, что трещины в частицах зарождаются в областях объемного растяжения и распространяются перпендикулярно направлению нагружения. Характер растрескивания частиц карбида титана при моделировании качественно и количественно полностью соответствует экспериментально наблюдаемому распределению трещин, что свидетельствует о корректности выбора критерия разрушения с учетом вида локального напряженного состояния.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2026-0003) и программы ТГУ Приоритет 2030.

Список литературы

1. Yu J., Zhang S., Heliyon, 2024, 10, p. e38866.
2. Землянов А.В., Гатиятуллина Д.Д., Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Никонов С.Ю., Романова В.А., Балохонов Р.Р., Физическая мезомеханика, 2023, 26, p. 103–116.
3. Y. Ding, Q. Lu, F., Lu, and X. Zhang, Materials & Design, 2022, 216, p. 110554.

ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ, ЭНЕРГИИ И ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В НАНОПРОВОЛОКАХ

А.Л. Колесникова^{1,2}, Nguyen Van Tuyen^{1,3}, М.Ю. Гуткин^{1,2}, А.Е. Романов^{1,4}

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

² Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ Sao Do University, Chi Linh city, Hai Duong, Viet Nam

⁴ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Email: m.y.gutkin@gmail.com

Разработка и исследование кристаллических нанопроволок (НП) формируют одно из основных направлений в физике и технологии перспективных материалов. Благодаря своим уникальным физическим, химическим и механическим свойствам [1], НП разрабатываются для применения в различных современных приборах и устройствах с принципиально новыми функциональными характеристиками [2], которые недостижимы при использовании объёмных материалов. Особое внимание привлекают неоднородные полупроводниковые НП с включениями других материалов – квантовыми дисками (КД) и квантовыми точками (КТ). Они отличаются тем, что КД занимают все поперечное сечение НП, а КТ со всех сторон окружены материалом НП. Из-за различия в кристаллических решетках НП и таких включений возникают упругие деформации и напряжения несоответствия. С одной стороны, эти деформации и напряжения приводят к существенному изменению физических свойств НП. С другой стороны, при определенных условиях они могут релаксировать путем образования дефектов несоответствия, появление которых ведет к деградации функциональных характеристик неоднородных НП. Для построения и анализа теоретических моделей, описывающих напряжения несоответствия и механизмы их релаксации, необходима разработка упругих моделей КД и КТ в составе таких НП.

В докладе рассмотрен общий подход к расчету упругих полей КД и осесимметричных КТ в неоднородных НП, кратко изложенный в [3]. Базисным элементом для построения решений для КД и КТ разной формы служит бесконечно тонкий дилатационный диск в упругом цилиндре. Для такого диска получены аналитические выражения для упругих полей и энергии [4, 5]. На их основе построены упругие модели КД [4] и КТ в виде цилиндра конечной длины [5], конуса [6] и усеченного шара [6]. Решения для упругих полей и энергий представлены в интегральной форме, пригодной для дальнейшего аналитического использования и численного исследования. Исследовано экранирующее влияние свободной поверхности НП на упругие поля и энергии ДД, КД и КТ. Показано, что оно существенно для полей напряжений и энергий КТ, когда их радиусы сравнимы с радиусом НП, однако оно довольно слабо для энергии ДД – ее релаксация не превышает ~10%.

Показано, что гидростатическое напряжение неоднородно и существует не только внутри включений, как в бесконечной среде, но и снаружи. Это напряжение сконцентрировано на свободной поверхности НП в точках, наиболее близких к границе ДД и КТ. Внутри КТ гидростатическое напряжение значительно выше по величине, чем снаружи.

Исследовано влияние размытости границ КД на их упругие поля и энергии [4]. Показано, что размытие границ ведет к снижению упругой энергии КД.

Найдена энергия парного упругого взаимодействия КД, и обнаружен неизвестный ранее эффект притяжения КД с дилатацией одного знака [7]. Показано, что величина этого эффекта определяется отношением толщины взаимодействующих КД к радиусу НП.

Полученные результаты служат основой для теоретического изучения различных релаксационных процессов в неоднородных НП, например, за счет перераспределения и сегрегации примесей или путем образования дислокаций несоответствия.

Доклад подготовлен в рамках выполнения государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации по теме НИР 124041100008-5 для ИПМаш РАН.

Список литературы

1. V.G. Dubrovskii, Nucleation and growth of nanostructures. Berlin: Springer. 2014.
2. L.N. Quan, J. Kang, C.-Zh. Ning, P. Yang, Chem. Rev., 2019, 119, p. 153-9169.
3. A.L. Kolesnikova, V.T. Nguyen, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, Tech. Phys. Lett., 2024, 50, p. 68-72.
4. A.E. Romanov, A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, Intern. J. Sol. Struct., 2021, 213, p. 121-134.
5. A.L. Kolesnikova, V.T. Nguyen, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, Intern. J. Eng. Sci., 2025, 206, 104169.
6. V.T. Nguyen, A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, **Mater.** Phys. Mech., 2025, 53, p. 42-49.
7. А.Е. Романов, А.Л. Колесникова, М.Ю. Гуткин, В.Е. Бугров, Письма в ЖТФ, 2022, 48(1), с. 39-42.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕРМИЧЕСКИХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ОТКЛИК В СПЛАВЕ ALSi10MG, ПОЛУЧЕННОМ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Е.М. Дымнич, Р.Р. Балохонов, В.С. Шахиджанов, В.Р.Балохонов, В.А. Романова

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия

Email: dymnich@ispms.tsc.ru

В работе исследуется влияние морфологии ячеисто-дендритной субструктуры и остаточных напряжений III типа, возникших в результате термического лазерного воздействия, на деформационный отклик сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного сплавления (СЛС). В условиях СЛС формируется иерархическая, пространственно-неоднородная структура, ключевым элементом которой является ячейки первичного алюминия, окруженные эвтектическим каркасом с высоким содержанием кремния [1]. Особенности субзеренной структуры в сочетании со специфическими термическими условиями определяют формирование остаточных напряжений. Влияние остаточных напряжений III рода на характер деформационного поведения при последующем нагружении остаётся неоднозначным и зависит от их пространственного распределения, знака и морфологии микроструктуры [2,3].

Численный анализ выполнен на основе конечно-элементных моделей, построенных по данным электронной микроскопии. Рассмотрены два характерных варианта морфологии эвтектической фазы — непрерывная и прерывистая сеть, соответствующие различным зонам лазерного трека [4]. Алюминиевая матрица описывается упруго-пластической моделью с упрочнением и разрушения, тогда как

кремнийсодержащая фаза ведёт себя упруго. Термическое нагружение моделируется в виде циклов нагрева и охлаждения, воспроизводящих условия СЛС.

Показано, что при охлаждении вследствие различия коэффициентов теплового расширения алюминия и кремния формируются значительные неоднородные остаточные напряжения III рода. После завершения термоциклирования на микроуровне формируется устойчивое поле остаточных напряжений III рода. Микроструктура определяет как величину, так и характер распределения остаточных напряжений. Непрерывная эвтектическая сеть выполняет роль жёсткого каркаса, ограничивающего деформацию алюминиевых ячеек, что приводит к повышенным средним остаточным напряжениям и выраженной неоднородности их распределения. В модели с прерывистой эвтектической сетью реализуется частичная релаксация напряжений за счёт локальной пластической деформации первичного алюминия, что приводит к снижению их уровня и более однородному распределению, близкому к нормальному.

Накопление пластической деформации в процессе термоциклирования оказывается сопоставимым для обеих морфологий и достигает порядка 2%. Основной вклад вносит первый цикл охлаждения, тогда как последующие термические циклы играют вторичную роль. Характер локализации деформации зависит от морфологии эвтектического каркаса. В модели с непрерывным эвтектическим каркасом она распределена вдоль межфазных границ и внутри ограниченных ячеек, тогда как в модели с прерывистой эвтектикой концентрируется в узких областях между включениями Si.

Показано, что сформированные остаточные напряжения III рода оказывают определяющее влияние на деформационный отклик при последующем одноосном нагружении. Их эффект эквивалентен предварительной пластической деформации материала, что приводит к повышению предела текучести вследствие упрочнения алюминиевой матрицы и одновременному снижению запаса пластичности. Таким образом, материал после термоциклирования находится в преднагруженном состоянии, что ускоряет развитие локализации деформации.

Показано, что микроструктура контролирует характер разрушения. В случае прерывистой эвтектической сети трещины зарождаются в зонах локализованной пластической деформации и по мере нагружения объединяются в магистральную трещину. Для непрерывной эвтектической сети характерно зарождение трещин вдоль стенок эвтектической сети с последующим распространением по межфазным границам. Траектории трещин при этом становятся более разветвлёнными вследствие неоднородного напряжённого состояния и повышенной жёсткости структуры.

Показано, что деформационный отклик сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛС, определяется совокупным влиянием морфологии субзеренной микроструктуры и термических остаточных напряжений III рода. Морфология эвтектической сети задаёт уровень и распределение напряжений, механизмы локализации пластической деформации и сценарии разрушения. Учёт этих факторов является необходимым условием для адекватного прогнозирования механических свойств и целенаправленного управления характеристиками аддитивно изготовленных материалов.

Благодарность: Работа выполнена в рамках государственного задания для ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0003.

Список литературы

1. E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger, D. Buchbinder, *Materials & Design* 2012, 34, p. 159–169.
2. M.E. Daoud, I. Taha, A. Abdelgawad, I. Barsoum, K.A. Khan, D. Anjum, *Scientific Reports* 2025, 15, 24784.
3. K. Saeidi, X. Gao, Y. Zhong, Z.J. Shen, *Materials Science and Engineering: A* 2015, 625, p. 221–229.

4. D.-K. Kim, J.-H. Hwang, E.-Y. Kim, Y.-U. Heo, W. Woo, S.-H. Choi, Journal of Alloys and Compounds 2017, 714, p. 687–697.

5. Zemlyanov A.V., D.D. Gatiyatullina, V.R. Utyaganova, E. Dymnich, N.N. Shamarin, S.Yu. Nikonov, V.A. Romanova, A.S. Kulkov, R.R. Balokhonov, Physical Mesomechanics 2023, 26, p. 678–690.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЧАСТИЦ КРЕМНИЯ, НАБЛЮДАЕМЫХ В ЭВТЕКТИКЕ АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОГО СПЛАВА Al-Si12

Е.Д. Мочалова^{1,2}, И.Р. Бжицких^{1,2}, А.В. Землянов¹, Е.М. Дымнич¹,
Д.Д. Гатиятуллина^{1,3}

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

² Томский политехнический университет, Томск

³ Томский государственный университет, Томск

E-mail: mochalova_ed@ispms.ru

В последнее время аддитивные технологии получили интенсивное развитие и благодаря этому появилась возможность изготовления изделий сложной конфигурации [1]. В обзорах [2, 3] проведена классификация технологий аддитивного производства металлических материалов.

Основной проблемой в области технологий аддитивного производства (АП) алюминиевых сплавов является отсутствие физически-обоснованного прогноза связи «параметры АП – структура - механические свойства». Моделирование частиц упрощает оптимизацию параметров АП, которая основана на стратегии подбора. Также применение компьютерного моделирования для прогноза свойств АП делает возможным учет многих важных факторов, одним из которых является сложная структура [4-6].

Цель работы заключается в создании 3D структур, по которым будут развиты методики генерации модельных структур сплавов, а также термомеханические модели пластической деформации и разрушения. Для этого использовались экспериментально полученные в рамках проекта Российского научного фонда структуры аддитивного сплава (Рис. 1).

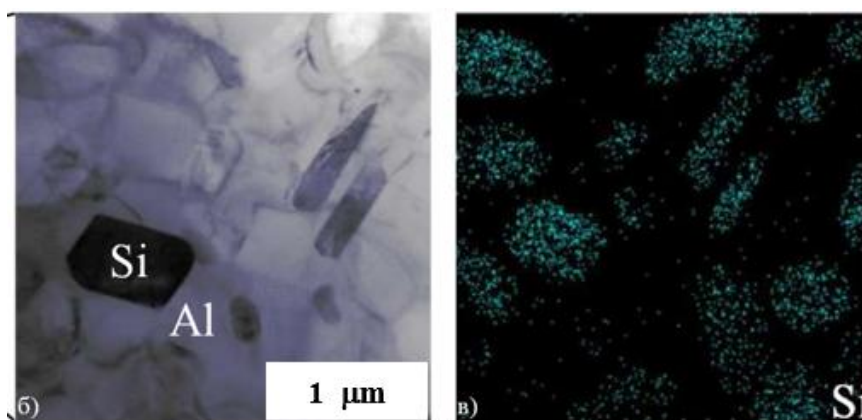


Рисунок 1. Экспериментальные изображения эвтектики алюминий-кремниевый сплава, изготовленного аддитивным способом [5].

Для моделирования трёхмерных моделей частиц кремния был разработан следующий алгоритм работы в программе SolidWorks. На первом этапе на основе экспериментального изображения (Рис. 2а), отрисовывается точный двумерный контур частицы, как базовый. Далее, для придания объёма на некотором расстоянии от профиля частицы создаются плоскости с эскизами схожей с базовым профилем морфологией, но в уменьшенных размерах (Рис. 2б). После было сгенерировано объёмное геометрическое тело, границами которого являются сделанные ранее эскизы (Рис. 2в). На заключительном этапе для сглаживания остроты угловатых поверхностей применяется операция «Скругление» (Рис. 2г). Остальные частицы были смоделированы, используя этот же алгоритм. По итогу работы получаем готовую модель одной из частиц (Рис. 2д). Последующая компоновка частиц в сборку производилась в программе AbaqusCAE.

Полученная модель будет использоваться для дальнейших исследований данного композита и его свойств.

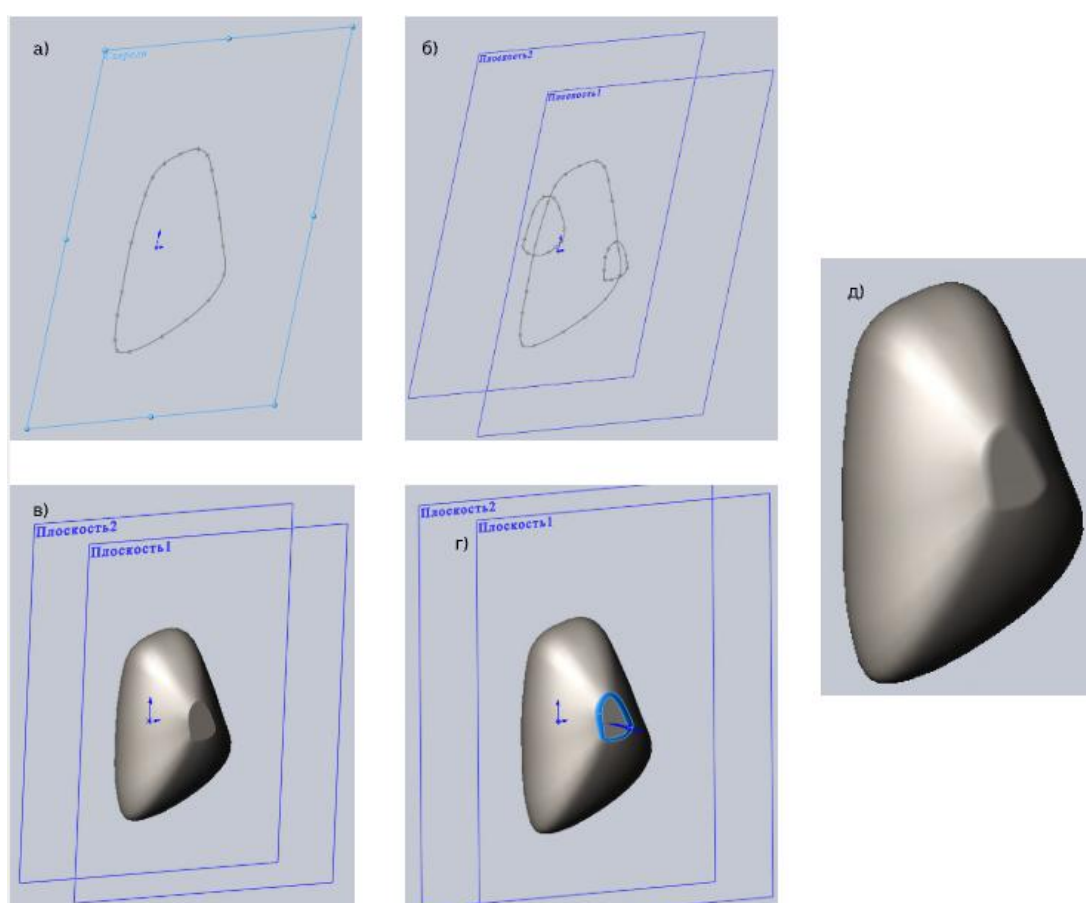


Рисунок 2. Этапы моделирования трёхмерной модели частицы кремния.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0003 и программ ТПУ и ТГУ Приоритет 2030.

Список литературы

1. А. В. Чумаевский, Д. А. Гурьянов, К. С. Осипович, А. В. Филиппов, С. В. Фортуна, Н. Н. Шамарин, В. М. Семенчук, Е. А. Сидоров, Ю. В. Кушнарев, А. А. Белослудцева, В. Е. Рубцов, С. Ю. Тарасов, Е. А. Колубаев, Физическая мезомеханика 2025, 28, с. 97-128.
2. Z. Zhu, Z. Hu, H. L. Seet, T. Liu, W. Liao, U. Ramamurty, S.M.L. Nai, International Journal of Machine Tools and Manufacture 2023, 190, p. 1-48.

3. Y. Shi, S. Gong, H. Xu, G. Yang, J. Qiao, Z. Wang, J. Zhang, B. Qi, *Journal of Manufacturing Processes* 2023, 101, p. 386–431.
4. M. Taheri Andani, M. Ghodrati, M.R. Karamooz-Ravari, R. Mirzaeifar, J. Ni, *Materials Science and Engineering A* 2020, 799, p. 656–664.
5. А. В. Землянов, Д. Д. Гатиятуллина, В. Р. Утяганова, Н.Н. Шамарин, С.Ю. Никонов, В.А. Романова, Р.Р. Балохонов, *Физическая мезомеханика* 2023, 26, с. 103-116.
6. Р. Р. Балохонов, В. А. Романова, А. В. Землянов, Д.Д. Гатиятуллина, А.Р. Шугуров, И.Р. Ивашов, В.Р. Балохонов, А.С. Кульков, Е.М. Дымнич, *Физическая мезомеханика* 2025, 28, с. 21-40.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОРИСТОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА

В.С. Красников, Ф.Т. Латыпов, Д.С. Воронин, А.Е. Майер

Челябинский Государственный Университет, Челябинск, Россия

Email: vas.krasnikov@gmail.com

В настоящей работе методом молекулярной динамики исследовалось механическое поведение поликристаллического титана с порами различной геометрии и пространственным распределением. В качестве объектов исследования рассматривались системы с одной порой и системы с множеством пор при пористости от 5% до 30%. Пory создавались в форме трёхосных эллипсоидов со случайными значениями полуосей, что позволяло воспроизводить широкий спектр геометрических конфигураций, характерных для реальных материалов. В случае многопоровых систем пространственное распределение пор подчинялось логнормальному закону; при этом накладывалось условие отсутствия перекрытия пор. Для обеспечения статистической достоверности результатов для каждого значения пористости рассматривалось по 10 независимых конфигураций как с одной порой различных форм, так и с ансамблем распределённых пор.

Образцы подвергались трём режимам деформирования: всестороннему сжатию, растяжению и чистому сдвигу. Анализировались механические характеристики — прежде всего критические напряжения — а также микроструктурные параметры: пористость, несферичность пор и доли атомов различных структурных типов. По результатам исследования установлены количественные зависимости критических напряжений от пористости для всех трёх режимов нагружения. Ключевым результатом является то, что механическое поведение систем со случайно распределёнными порами близко к поведению системы с одной эквивалентной порой при той же суммарной пористости. Данный вывод свидетельствует о возможности использования упрощённых однопоровых моделей для оценки прочностных характеристик пористого поликристаллического титана в широком диапазоне пористости.

АКТИВАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В АЛЮМИНИИ: АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ, МАШИННОЕ ОБУЧЕНИЕ И КОНТИНУАЛЬНАЯ МЕХАНИКА

В.С. Красников, К.Д. Манухина, Ф.Т. Латыпов, Д.С. Воронин, А.Е. Майер

Челябинский Государственный Университет, Челябинск, Россия

Email: vas.krasnikov@gmail.com

Анализ литературных данных показал, что в реальных металлах наблюдаются границы зерен (ГЗ) различной структуры в пределах одного угла разориентации. Основываясь на этом факте, было принято решение исследовать влияние структуры и удельной энергии ГЗ на механический отклик и упруго-пластическое поведение атомистических систем. Был реализован алгоритм автоматизированного создания и расчёта удельной энергии ГЗ с различной структурой, объединяющий взаимодействие программных пакетов Atomsk и LAMMPS. Были созданы ГЗ наклона и вращения с осью разориентации : наклона — $\Sigma 85a$ (8.79°), $\Sigma 61a$ (10.38°), $\Sigma 13a$ (22.62°) и $\Sigma 5$ (36.87°); вращения — с углом 4° , $\Sigma 41a$ (12.68°), $\Sigma 5$ (36.87°) и $\Sigma 29a$ (43.61°) — как для чистого алюминия, так и для систем с сегрегированной на границах медью с концентрациями от 1.25 до 15% ат.

Показано, что большеугловые ГЗ с различной удельной энергией демонстрируют значительный разброс критических напряжений активации пластичности, различающихся до 3 раз. В случае малоугловых ГЗ разброс результатов значительно меньше. Наименьшая величина напряжения активации пластической деформации для ГЗ наклона в чистом алюминии составила около 200 МПа для $\Sigma 13a$, наибольшая — 1800 МПа для $\Sigma 61a$. Для большеугловых ГЗ наклона преимущественный механизм при первоначальной активации пластичности — проскальзывание по ГЗ с вращением зёрен; для малоугловых — миграция ГЗ. Переход от большеугловых к малоугловым сопровождается постепенным увеличением доли систем с различной удельной энергией, в которых наблюдается миграция ГЗ. Для границ вращения наблюдалась аналогичная тенденция к понижению критического напряжения с ростом угла разориентации; в целом большеугловые ГЗ вращения демонстрировали более низкие значения критических сдвиговых напряжений. В чистых системах для низких удельных энергий характерен процесс миграции ГЗ, активирующийся при сравнительно низких напряжениях. Однако этот процесс обладает высокой чувствительностью к топологии: потеря плоской формы движущейся ГЗ приводит к её торможению и последующему зернограничному проскальзыванию либо испусканию решёточных дислокаций. Системы с высокими значениями энергии ГЗ демонстрируют зернограничное проскальзывание как механизм активации пластичности.

Введение атомов меди реализовано в слой толщиной 2 нм вблизи ГЗ в соответствии с нормальным распределением, что согласуется с экспериментальными данными. Введение меди приводило к существенному повышению критических напряжений: для 10% ат. Си критические напряжения варьировались в диапазоне 1500–2400 МПа. Максимальный эффект упрочнения наблюдался для большеугловых границ вращения, где фиксировался рост критических напряжений от 500 до 1550 МПа. Сегрегация атомов меди на ГЗ эффективно подавляет их миграцию, повышая напряжения перехода к пластичности. При высоких концентрациях (10% ат.) происходит полная блокировка миграционных процессов, и основным механизмом становится зернограничное проскальзывание, требующее экстремальных напряжений (до 2000 МПа). Комбинация

упрочнения ГЗ и объёмного твёрдого раствора (ТР) позволяет достичь максимальных значений прочности и напряжения течения. При растяжении системы с границей $\Sigma 5$ введение ТР атомов меди приводит к снижению критического напряжения с тенденцией к его понижению по мере роста концентрации Cu. Такая особенность связана с облегчением возникновения дислокаций: источниками дислокаций становятся области вблизи границ, содержащие атомы меди.

При растяжении системы с границей $\Sigma 85a$ введение ТР меди на ГЗ практически не оказывает влияния на величину напряжений и механизмы разрушения. При 10 и 15% ат. концентрации меди на ГЗ $\Sigma 5$ взаимодействие дислокаций с ГЗ оказывается подавленным вследствие торможения дислокаций в твёрдом растворе. Пластическая деформация при этом полностью сосредотачивается внутри зёрен и локализуется в полосах скольжения с образованием перетяжек и последующим разрушением по вязкому механизму. Наличие меди в концентрации 5% на границах $\Sigma 85a$ стимулировало испускание дислокаций с ГЗ, а закрепление зернограницных дислокаций атомами меди приводило к реализации механизма отрыва зёрен.

Полученные результаты атомистического моделирования обобщены с помощью искусственной нейронной сети (ИНС), используемой далее в континуальном подходе как определяющие соотношения для описания упруго-пластического поведения нанокристаллического алюминия. Интеграция ИНС в решатель метода сглаженных частиц (SPH) позволила корректно воспроизвести эффекты легирования на макроуровне: нанокристаллы, содержащие исключительно ГЗ или их комбинацию с внутризеренными дислокациями, характеризуются наименьшим уровнем напряжений, тогда как наличие меди на границах и в объёме повышает сдвиговые напряжения почти на 200 МПа. Максимальный уровень упрочнения достигается в системах, где реализован эффект блокировки ГЗ сегрегацией и торможения дислокаций твёрдым раствором.

Работа выполнена при поддержке РФФ, грант 24-11-20031.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ИЗМЕРЕНИЙ МИКРОТВЕРДОСТИ В МОДЕЛИРОВАНИИ МНОГОМАСШАБНОГО ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ БЛОЧНЫХ РЕЖИМАХ МНОГОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Э.Б. Завойчинская, Г.Е. Лавриков

МГУ имени М.В. Ломоносова

Email: george.lavrikov@yandex.ru

Современные исследования усталостного разрушения тесно связаны с анализом вероятностных физико-механических свойств материалов, определяющих их долговечность. Одними из методов таких исследований являются измерения микротвердости по Виккерсу. В докладе обсуждаются известные результаты большого количества измерений микротвердости алюминиевого сплава 2024-T42 [1] и сталей 45 и 36Г2С [2, 3] при симметричном осевом нагружении. Согласно их результатам предельным состояниям микро-, мезо- и макродефектности можно поставить в соответствие определенное значение изменения микродефектности $\overline{HV} = \overline{HV}(n)$ по выражению: $\overline{HV} = (HV_0 - HV(n))/(HV_0 - HV_f)$, где HV_0 – первоначальная микротвердость, $HV = HV(n)$ – текущее значение микротвердости при амплитуде σ_a и числе циклов n , HV_f – микротвердость по макроразрушению при этой амплитуде.

Так, например, по опытным данным для сплава 2024-T42 зарождению и развитию дефектов наноуровня (1-ый уровень) соответствует относительное изменение микротвердости \overline{HV} в пределах $\overline{HV} \in [0, 0.35]$, образованию и росту микротрещин (2-ой уровень) – $\overline{HV} \in [0.35, 0.45]$, развитию нераспространяющихся мезотрещин внутри зерна (3-й уровень) – $\overline{HV} \in [0.45, 0.6]$, образованию и росту распространяющихся мезотрещин, в среднем, размера зерна (4-й уровень) – $\overline{HV} \in [0.6, 0.65]$, зарождению макротрещины макроразрушению (5-й уровень) – $\overline{HV} \in [0.65, 1]$. Для стали 36Г2С получены близкие значения, а именно, дефектам 1-го уровня соответствует изменение микротвердости $\overline{HV} \in [0, 0.35]$, 2-го уровня – $\overline{HV} \in [0.35, 0.5]$, 3-го и 4-го уровней – $\overline{HV} \in [0.5, 1]$.

По модели усталостного масштабного-структурного разрушения [4] записываются определяющие соотношения для функции распределения вероятностей разрушения, которая представляется оператором Гильберта-Шмидта на процессе нагружения, и строятся кривые многоциклового усталости равной вероятности разрушения по уровням дефектности. На Рис. 1(а) для сплава 2024-T42 изображены области развития дефектов и расчетные кривые усталости по пяти уровням дефектности (пунктирные линии с соответствующими цифрами) и кривая усталости по макроразрушению (сплошная линия) по модели, которые хорошо соответствуют опытным данным [1] (сплошные ромбы). На Рис. 1(б) для стали 37Г2С продемонстрированы области развития дефектов, кривые усталости по трем уровням дефектности (пунктирные линии с соответствующими цифрами) и кривая усталости по четвертому уровню дефектности (сплошная линия) по модели, которые хорошо соответствуют опытным данным [3] (сплошные треугольники). Показывается, что для рассмотренных материалов кривые усталости по уровням дефектности соответствуют изолиниям изменения микротвердости. Это позволяет использовать данные измерений микротвердости для определения базовых характеристик модели.

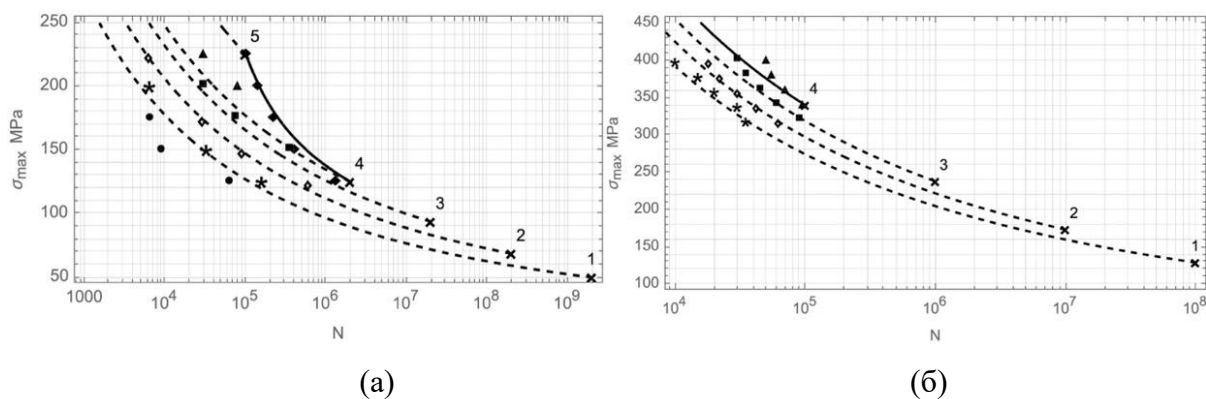


Рисунок 1. Кривые усталости по уровням дефектности: (а) – алюминиевый сплав 2024-T42 (б) – сталь 37Г2С; одинаковыми значками отмечены опытные данные с одинаковыми значениями функции $\overline{HV} = \overline{HV}(n)$.

Во второй части работы соотношения модели записываются для симметричных блочных нагружений. Представляются результаты расчетов для сплава 2024-T42 и стали S25C при симметричных нагружениях, состоящих из двух и трех блоков с разными амплитудами и числами циклов, удовлетворительно описывающие опытные данные. Анализ результатов расчетов для стали S25C показывает, что двухблочное нагружение с убывающей амплитудой увеличивает долговечность (до 15%) по сравнению с нагружением при максимальной амплитуде. Наблюдается зависимость долговечности от последовательности приложения амплитуд. При нагружениях с одинаковыми максимальными значениями амплитуд: в случае с убывающими амплитудами долговечность меньше в среднем до 6 раз, и максимальное напряжение меньше в среднем

до 10% по сравнению с возрастающими амплитудами при одинаковой долговечности. В случаях с возрастающей амплитудой трехблочных нагружений кривые усталости практически совпадают с кривой усталости при нагружении с максимальной амплитудой, в случаях с убывающей амплитудой долговечность несколько выше в среднем до 10%.

Список литературы

1. D.G. Pavlou, Engineering Structures, 2002, V. 24, № 11, с. 777-779. DOI: 10.1016/S0141-0296(02)00055-X
2. Н.А. Галечян, Известия НАН РА и ГИУА. Сер. технических наук, 2000, Т. 53, № 1, с. 281-286.
3. Ю.И. Шагаев, М.Г. Стакян, Н.С. Исаханян, Известия Академии наук Армянской ССР, 1985, Т. XXXVIII, № 4, с. 18-24.
4. Э.Б. Завойчинская, Н.А. Раутиан, Г.Е. Лавриков, Дифференциальные уравнения, 2025, Т. 61, № 5, с. 640-658. DOI: 10.31857/S0374064125050064

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЯ 7075: ПОХОД ОБОБЩЕННЫХ ДЕФЕКТОВ И НЕЙРОСЕТЕВАЯ МОДЕЛЬ

А.Е. Майер

Челябинский государственный университет

Email: mayer@csu.ru

Эмпирические модели пластичности, использующие аналитические выражения для поверхности текучести, доминируют в практических расчетах. Такие модели просты в применении и вычислительно эффективны, но имеют ограниченную область применимости. Наиболее распространенной является модель Джонсона-Кука [1],

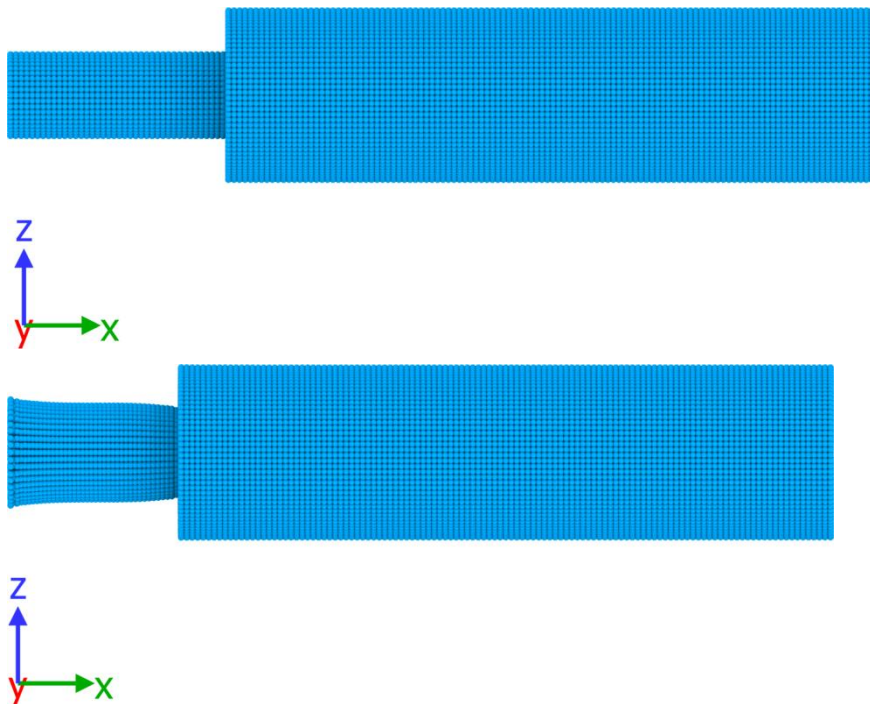


Рисунок 1. Пример SPH расчета на основе нейросетевой модели для профилированного образца из алюминиевого сплава 7075: начальное (сверху) и конечное (снизу) состояние образца при скорости соударения 120 м/с.

которая широко применяется в конечно-элементных расчетах широкого спектра прикладных задач. Физически обоснованные модели, учитывающие различные типы и системы дефектов и их эволюцию в процессе деформации, являются более универсальными и описывают соответствующие механические свойства, но они вычислительно затратны, что затрудняет их применение в инженерной практике.

Для достижения компромисса между вычислительной эффективностью и физически-обоснованной универсальностью предлагается модель промежуточного типа, а именно модель обобщенных дефектов, которая воспроизводит математическую структуру физических моделей пластичности, но не конкретизирует тип дефектов и предлагает более простое описание. Модель обобщенных дефектов параметризуется для алюминиевого сплава 7075 с помощью метода роя частиц по кривым напряжение-деформация [2]. Помимо этого строится нейросетевая модель пластичности, в которой искусственная нейронная сеть (ИНС) обучается на синтетических данных (экспериментальные кривые напряжение-деформация и сгенерированные моделью обобщенных дефектов при повышенных скоростях деформации). ИНС обучается для воспроизведения пластического потенциала в плоскости пластическая деформация-упругая деформация, аналогично [3]. После обучения ИНС пластического потенциала может применяться для описания динамической пластической деформации. Далее обе модели (обобщенных дефектов и нейросетевая) верифицируются по другому набору экспериментальных данных (тесты Тейлора для классических и профилированных цилиндров [4]). Трехмерные расчеты динамической деформации проводятся бессеточным численным методом сглаженных частиц (SPH) [5], пример расчетов приведен на рисунке 1.

Исследование выполнено за счет Российского научного фонда, проект № 24-19-00684, <https://rscf.ru/project/24-19-00684/>.

Список литературы

1. V. Kumar Reddy Sirigiri, V. Yadav Gudiga, U. Shankar Gattu, G. Suneesh, K. Mohan Buddaraju, Mater. Today Proc. 2022, 62(6), p.3450–3456.
2. W.-S. Lee, W.-C. Sue, C.-F. Lin, C.-J. Wu, J. Mater. Proces. Technol. 2000, 100, p. 116–122.
3. V.S. Krasnikov, K.D. Manukhina, F.T. Latypov, D.S. Voronin, A.E. Mayer, Int. J. Plast. 2025, 195, p.104524.
4. E.S. Rodionov, A.Y. Cherepanov, A.G. Fazlitdinova, T.T. Sultanov, V.G. Lupanov, P.N. Mayer, A.E. Mayer, Dynamics 2025, 5(1), p.6.
5. E.S. Rodionov, V.G. Lupanov, N.A. Gracheva, P.N. Mayer, A.E. Mayer, Metals 2022, 12(2), p.264.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕЗАНИЯ МЕТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ ФИЗИЧЕСКИ ОБОСНОВАННЫХ МОДЕЛЕЙ ПЛАСТИЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ

П.Н. Майер, А.Е. Майер, Е.С. Родионов

Челябинский государственный университет

Email: polina.nik@mail.ru

Для оптимизации параметров обработки и повышения точности резания металлов необходимо развитие численных моделей соответствующих технологических процессов. Резание сопровождается пластической деформацией и разрушением материала, приводящем к образованию стружки. Повышение скорости резания и связанной с ним скорости деформации ограничивает применимость классических

эмпирических моделей пластичности, аналитически связывающая предел текучести с величиной деформации, скоростью деформации и температурой. Отметим, что среди классических эмпирических моделей наибольшее распространение в инженерной практике получила модель Джонсона-Кука [1]. Более широкой областью применимости, в том числе при высокоскоростной деформации, обладают физически обоснованные модели пластичности и разрушения, явно учитывающие дефекты структуры материала и их накопление в процессе деформации.

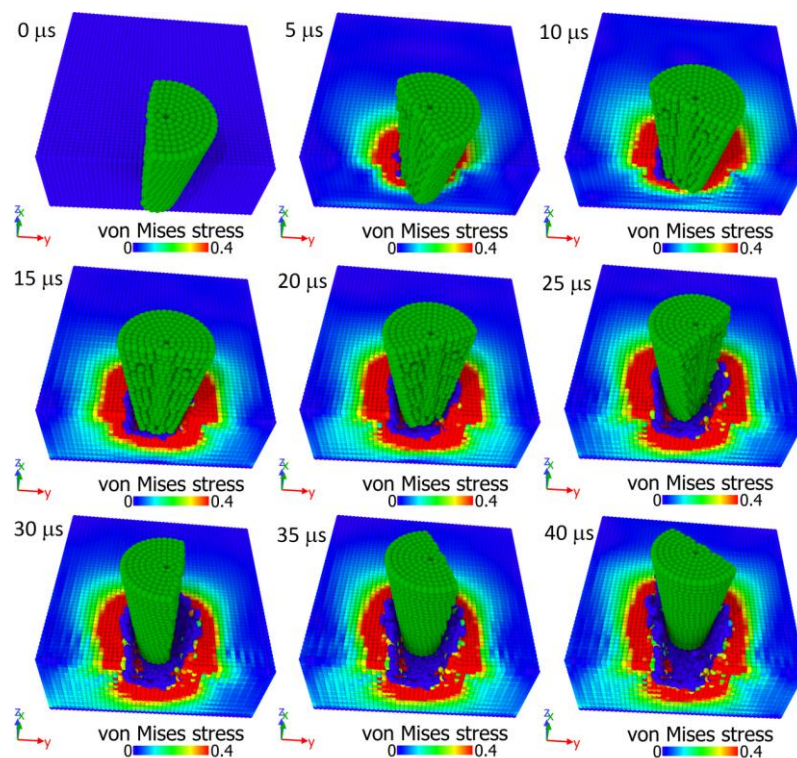


Рисунок 1. Пример SPH расчета процесса резания алюминиевого сплава 7075 твердым резцом: распределение напряжений.

Нами для описания динамической пластической деформации используется дислокационная модель пластичности, а также модель обобщенных дефектов, рассматривающая эволюцию суммарной плотности дефектов кристаллической решетки металла и ее влияние на кинетику пластической релаксации сдвиговых напряжений. Для описания разрушения используется модель накопления пористости при пластической деформации и ее последующего механического роста при совместном действии растягивающих и сдвиговых напряжений, предложенная в [2]. Модели пластичности и разрушения параметризованы и верифицированы для алюминиевого сплава 7075 с использованием экспериментальных кривых разрушение-деформация [3], а также экспериментальных данных [4] (тесты Тейлора для классических и профилированных цилиндров). Численным методом сглаженных частиц (SPH) [5] проведено трехмерное моделирование процесса фрезерования при различных параметрах обработки, пример расчетов приведен на рисунке 1.

Исследование выполнено за счет Российского научного фонда, проект № 24-19-00684, <https://rscf.ru/project/24-19-00684/>.

Список литературы

1. V. Kumar Reddy Sirigiri, V. Yadav Gudiga, U. Shankar Gattu, G. Suneesh, K. Mohan Buddaraju, Mater. Today Proc. 2022, 62(6), p.3450–3456.

2. E.S. Rodionov, V.V. Pogorelko, V.G. Lupanov, A.G. Fazlitdinova, P.N. Mayer, A.E. Mayer, Int. J. Plast. 2024, 183, p. 104165.
3. W.-S. Lee, W.-C. Sue, C.-F. Lin, C.-J. Wu, J. Mater. Proces. Technol. 2000, 100, p. 116–122.
4. E.S. Rodionov, A.Y. Cherepanov, A.G. Fazlitdinova, T.T. Sultanov, V.G. Lupanov, P.N. Mayer, A.E. Mayer, Dynamics 2025, 5(1), p.6.
5. E.S. Rodionov, V.G. Lupanov, N.A. Gracheva, P.N. Mayer, A.E. Mayer, Metals 2022, 12(2), p.264.

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТАХ

А.В. Землянов¹, Д.Д. Гатиятуллина^{1,2}, В.Е. Мухин^{1,2}, И.Р. Бжицких^{1,3},
Е.Д. Мочалова^{1,3}

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

Email: zem.aleks99@ispms.ru

Композиционные материалы используются в автомобильной, энергетической и авиакосмической отраслях промышленности [1]. Нанесение композитного покрытия повышает твердость и износостойкость поверхностных слоев изделий. Алюминий благодаря высокой удельной прочности часто используется в качестве матрицы для композита [2-3]. Композиционные материалы имеют выраженную структурную неоднородность, обусловленную наличием границ раздела различного масштаба, а также различием механических свойств матрицы и частиц. Вблизи криволинейных границ раздела между матрицей и частицами возникают опасные концентрации напряжений, которые приводят к зарождению микротрещин и локализации пластической деформации в алюминии. Учет сложной структуры композитов и покрытий в явном виде позволяет получить новые знания о механизмах деформации композитов на разных масштабных уровнях [4]. В настоящей работе исследованы закономерности локализации пластической деформации и характер разрушения композитов с помощью численного моделирования. Динамические краевые задачи о нагружении материалов решаются методом конечных элементов в расчетном комплексе ABAQUS/Explicit. Для моделирования механического отклика алюминия используется упругопластическая модель, а для упрочняющих частиц – упругая. Моделирование процессов зарождения и распространения трещин в частицах осуществляется с помощью критерия разрушения, который учитывает вид локального напряженного состояния материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0003 и программ ТПУ и ТГУ Приоритет 2030.

Список литературы

1. A. Sankhla, and K. Patel, Advances in Materials and Processing Technologies 2021, 8 (1), p. 1–22.
2. С.В. Гладковский, С.В. Петрова, Т.С. Черкасова, и А.М. Пацелов, Металловедение и термическая обработка металлов 2023, 1, с. 55–62.
3. А.Р. Луц, и Д.В., Закамов, Современные материалы, техника и технологии 2019, 4 (26), с. 41–47.
4. Y. Ding, Q. Lu, F., Lu, and X. Zhang, Materials & Design 2022, 216, p. 110554.

АНИЗОТРОПИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ ГЦК-МЕТАЛЛОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

В.Е. Мухин^{1,2}, М. Писарев¹, В.Р. Балохонов^{1,2}, В.А. Романова^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

Email: mukhin@ispms.ru

Селективное лазерное сплавление (СЛС) является одним из основных методов аддитивного производства, который позволяет изготавливать металлические детали сложной геометрии с высокой точностью и минимальной постобработкой. Для материалов, полученных данным способом, характерно формирование сложной иерархической структуры, существенно отличающейся от структуры материалов, полученных при использовании традиционных технологий. В связи с этим, одной из главных задач аддитивного производства является установление взаимосвязи между параметрами процесса, формируемой структурой и конечными свойствами материала (процесс–структура–свойства) [1-2].

Для материалов, полученных методом СЛС, характерна поликристаллическая структура, которая формируется в результате эпитаксиального роста зерен под действием направленного теплового потока. Такая морфология приводит к формированию выраженной кристаллографической текстуры, чередованию областей с различной ориентацией зерен и значительной механической анизотропии. Дополнительную сложность вносит неоднородность зеренной структуры на уровне отдельных треков, где наблюдается различие между центральными и боковыми частями треков по размеру зерен и их ориентациям. В результате материал приобретает пространственно неоднородные механические свойства, которые определяются структурой на разных масштабных уровнях.

Целью настоящей работы является исследование влияния кристаллографической ориентации и морфологии зеренной структуры, сформированной в процессе СЛС, на локальные и эффективные упругие характеристики ГЦК металлов с различной степенью анизотропии на основе численного моделирования и аналитических оценок в рамках приближения Фойгта–Рейсса–Хилла [3].

Были построены модели, явно учитывающие морфологию и различные кристаллографические ориентации зерен в центральных и боковых частях треков. Численное моделирование одноосного растяжения вдоль характерных направлений SD (scan direction), BD (build direction) и TD (transverse direction) проводилось в программном комплексе ABAQUS (модуль Abaqus/Standard). Были рассмотрены три материала с различной степенью анизотропии (сплав Mn-Cu, сталь 316L и алюминий). Исследовано НДС на зеренном уровне и определены эффективные модули упругости. Наряду с численным моделированием были выполнены аналитические расчеты на основе приближения Фойгта–Рейсса–Хилла.

Установлено, что степень анизотропии существенно влияет на согласованность численных и аналитических результатов: наибольшие расхождения наблюдаются для сильно анизотропного сплава Mn-Cu, тогда как для алюминия они минимальны. Показано, что структура, состоящая из периодически расположенных слоев зерен с различной текстурой, приводит к выраженной анизотропии упругих характеристик, а также к появлению ауксетического отклика в отдельных направлениях нагружения для

высокоанизотропных материалов. Полученные результаты подтверждают определяющую роль микроструктурной и кристаллографической неоднородности, формируемой в процессе СЛС, в формировании эффективных упругих свойств.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-19-00357, <https://rscf.ru/project/26-19-00357/>

Список литературы

1. М. Писарев, Е.С. Емельянова, В.А. Романова, А. Zinoviev, L. Sun, P.P. Балохонов, «Структурно-механические модели материалов, изготовленных селективным лазерным сплавлением, на примере стали 316L (обзор)», Физическая мезомеханика, 2025, 28 (3), с. 5–21.
2. J. Zhao, L. Sun, P. Ji et al., “The effect of scanning strategies on the microstructure and mechanical properties of M2052 alloy manufactured by selective laser melting”, Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27, p. 7084–7093.
3. E. Kröner, “Berechnung der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls”, Zeitschrift für Physik, 1958, 151, p. 504–518.

ОЦЕНКА КРИТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В НАНОСТРУКТУРАХ

Д.А. Петров¹, М.Ю. Гуткин¹⁻³, С.А. Красницкий³,
А.Л. Колесникова^{1,3}, А.Е. Романов³

¹ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия

³ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

Email: petrov_d_a@ipme.ru

Напряжения несоответствия (НН) являются одним из ключевых факторов, определяющих структуру и свойства кристаллических наногетероструктур. В частности, релаксация НН может привести к изменениям морфологии или образованию дефектов, чаще всего, дислокаций несоответствия (ДН) [1]. Учитывая негативное влияние ДН на функциональные свойства разнообразных наногетероструктур, а также бурное развитие технологий их синтеза, задача определения условий возможности релаксации НН становится чрезвычайно актуальной.

Эффективным подходом к этой задаче уже несколько десятилетий служит применение механики сплошной среды с дефектами, в частности, линейной теории упругости [2]. Аналитические упругие модели релаксации отличаются своей универсальностью, наглядностью результатов и сравнительной простотой. Однако основным ограничителем такого подхода является относительно малое число готовых аналитических решений теории упругости для тел с дислокациями. Проблема становится особенно острой при рассмотрении несимметричных трехмерных структур и конфигураций, где аналитическое решение сложно или невозможно получить. В таких случаях уместно обратиться к различным приближениям.

В настоящем докладе рассмотрен приближенный подход к анализу трехмерных теоретических моделей с прямолинейными ДН. В качестве тестовой задачи рассматривается вопрос о возможности образования краевой ДН на плоской границе раздела в двухфазной наночастице (рис. 1а). Необходимым условием возможности релаксации является снижение полной энергии системы: $\Delta W < 0$. При наличии аналитического решения выражение для изменения энергии ΔW можно записать в явном

виде и с его помощью определить критические параметры релаксации НН. В докладе для этого использовано известное решение для полей НН в двухфазных частицах [3], а также недавно полученное решение для дислокации в упругом шаре [4].

В случае отсутствия подходящего готового решения предлагается следующая оценка величины изменения энергии:

$$\Delta W \approx \int_0^L \Delta W_{2D}(l) dl, \quad (1)$$

где l – координата вдоль линии дислокации, L – ее длина, $\Delta W_{2D}(l)$ – изменение энергии (на единицу длины) в системе, представляющей собой бесконечно длинный цилиндр (рис. 1б) с таким же поперечным сечением, как в исходной системе в плоскости $l = \text{const}$, и со свободными бесконечно удаленными торцами. Такая вспомогательная задача уже будет плоской, что позволит воспользоваться широким арсеналом решений плоских задач. Для двухфазной частицы, изображенной на рис. 1а, вспомогательной системой будет двухслойная нанопроволока с продольной дислокацией (рис. 1б), рассмотренная ранее в [5]. На рис. 2 представлены значения критического несоответствия, рассчитанные как с помощью точных решений для ДН и НН в шаре, так и с помощью приближенной формулы (1). Приближенное решение заметно меньше точного, однако

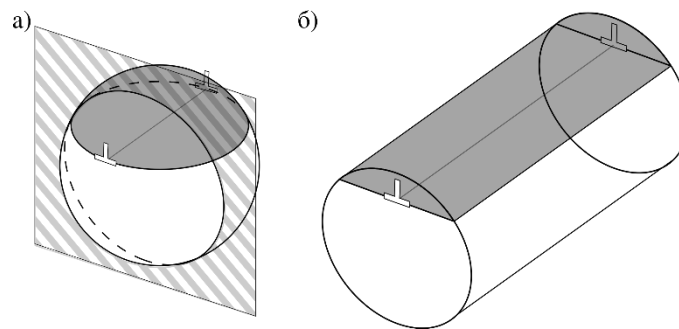


Рисунок 1. Схема построения вспомогательной системы для расчета по формуле (1). Для каждого поперечного сечения шара (а) строится бесконечный цилиндр с таким же поперечным сечением (б).

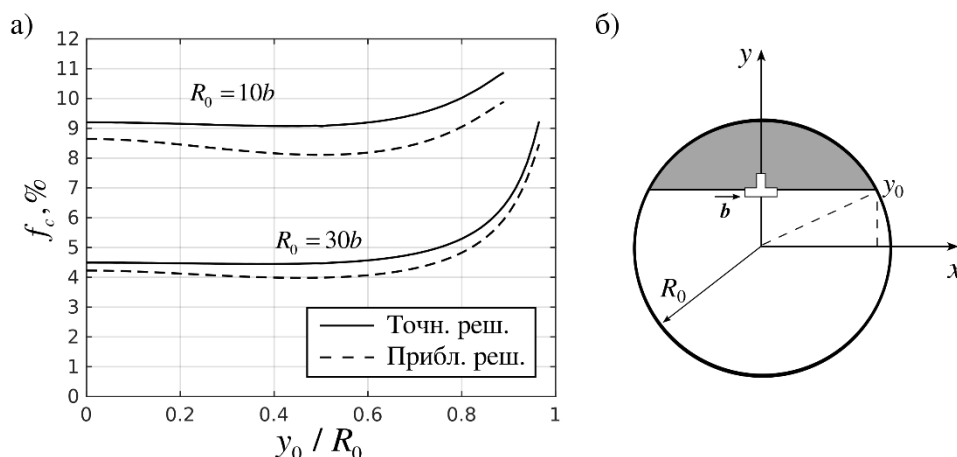


Рисунок 2. а) Зависимость критического значения параметра несоответствия решеток f_c от относительного положения межфазной границы y_0/R_0 . б) Схема поперечного сечения частицы с основными геометрическими параметрами.

относительная погрешность невелика. С учетом простоты практической реализации формулы (1) предложенный метод может стать эффективным инструментом для оценки критических параметров трехмерных наногетероструктур.

Работа сделана в рамках выполнения государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации по теме НИР 124041100008-5 для ИПМаш РАН.

Список литературы

1. L.B. Freund, S. Suresh, *Thin Film Materials* (Cambridge University Press, Cambridge, 2004).
2. M.Yu. Gutkin, A.L. Kolesnikova, S.A. Krasnitskii, et. al., *Mater. Phys. Mech.* 2026, 53(5), pp. 1-34.
3. A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, S.A. Krasnitskii, et. al., *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2018, 57(2), pp. 246-256.
4. Д.А. Петров, С.А. Красницкий, М.Ю. Гуткин, и др., *Физика и технология перспективных материалов - 2025 : Сборник трудов Международной конференции, Уфа, 06–10 октября 2025 года.* Уфа: УУНТ, 2025. с. 262-263.
5. Д.А. Петров, М.Ю. Гуткин, *Актуальные вопросы прочности : Сборник тезисов LXVII Международной конференции, Екатеринбург, 02–05 апреля 2024 года.* Екатеринбург: УГГУ. 2024. с. 70-72.

ВЛИЯНИЕ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ОБРАЗЦАХ АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 316L

М. Писарев¹, В.Е. Мухин^{1,2}, В.Р. Балохонов^{1,2}, В.А. Романова^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

Email: pisarev@ispms.ru

Нержавеющая сталь марки 316L является перспективным материалом для широкого спектра промышленных применений благодаря своим высоким прочностным и коррозионным характеристикам. Развитие аддитивных технологий, в частности селективного лазерного сплавления (СЛС), существенно расширило область ее применения. В отличие от традиционных методов производства, СЛС позволяют создавать детали сложной геометрии при сохранении, а в ряде случаев улучшении механических и эксплуатационных характеристик при неизменном химическом составе [1-3].

Согласно [1, 2], улучшение механических характеристик СЛС стали 316L связано с формированием сложной иерархической структуры в процессе печати. Каждый структурный уровень вносит вклад в деформационный отклик, что затрудняет установление роли отдельных масштабов. В связи с этим, актуальной задачей является установление прямой взаимосвязи между многомасштабной структурой и механизмами деформации, возникающими в СЛС стали 316L.

Настоящая работа посвящена исследованию механизмов образования деформационного рельефа на поверхности образцов СЛС стали 316L в процессе одноосного растяжения. Были изготовлены две серии образцов, с ориентацией лазерных треков вдоль и поперек направления растяжения. Микроструктура образцов исследовалась методом дифракции обратно-рассеянных электронов (англ. EBSD). В процессе нагружения рельеф поверхности регистрировался на различных степенях деформации методом контактной профилометрии.

Данные о морфологии и кристаллографической ориентации зерен, полученные методом EBSD, использовались для построения конечно-элементной модели. Численное моделирование проводилось в рамках физической теории пластичности кристаллов (англ. crystal plasticity) в явном виде в динамической постановке с использованием программного пакета ABAQUS/Explicit.

Ожидается, что установление взаимосвязи между локализацией пластической деформации, многомасштабной структурой и эволюцией деформационного рельефа позволит получить более полную информацию о деформационном поведении аддитивно изготовленных металлов. Особое внимание в работе уделено различиям в деформационном рельефе при нагружении образцов вдоль и поперек лазерных треков. Установлена связь между морфологией деформационного рельефа и иерархической структурой материала, формирующейся при СЛС, на основе комбинированного экспериментального, численного и статистического анализа.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-19-00357, <https://rscf.ru/project/26-19-00357/>

Список литературы

1. L. Liu, Q. Ding, Yu. Zhong, J. Zou, Y.-L. Chiu, J. Li, Z. Zhang, Q. Yu, Zh. Shen, Materials Today, 2018, 21 (4), p. 354-361.
2. Zh. Sun, X. Tan, Sh.B. Tor, Ch.K. Chua, NPG Asia Materials, 2018, 10 (4), p. 127-136.
3. М. Писарев, Е.С. Емельянова, В.А. Романова, А. Зиновьев, Л. Сун, Р.Р. Балохонов, Физическая мезомеханика, 2025, 28 (3), p. 5-21.

СОЗДАНИЕ МОДЕЛЕЙ ДЕНДРИТОВ АЛЮМИНИЯ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЕЧАТИ СПЛАВА Al-Si₁₂

**И.Р. Бжицких^{1,2}, Е.Д. Мочалова^{1,2}, А.В. Землянов¹, Д.Д. Гатиятуллина^{1,3},
М. Писарев¹**

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

² Томский политехнический университет, Томск

³ Томский государственный университет, Томск

E-mail: ivashov_ir@ispms.ru

Благодаря прогрессу в области аддитивных технологий появилась возможность создания изделий сложной геометрической формы, что востребовано в различных отраслях промышленности [1]. Существующие методы аддитивного производства (АП) систематизированы в обзорах [2, 3], где также рассмотрено формирование структуры и свойств алюминиевых сплавов, включая Al-Si, и композитов на их основе.

Ключевой проблемой в АП алюминиевых сплавов является отсутствие физической модели, связывающей параметры процесса, получаемую структуру и её свойства. Компьютерное моделирование позволяет упростить процесс оптимизации, а также учесть факторы, влияющие на поведение материала, экспериментальное исследование которых затруднено [4-6].

Целью данной работы является разработка трёхмерных моделей дендритов алюминия, формирующихся при электронно-лучевом аддитивном производстве (ЭЛАП) алюминий-кремниевый сплав. Для достижения этой цели использованы

экспериментально полученные в рамках проекта Российского научного фонда дендритные структуры аддитивного сплава (Рис. 1).

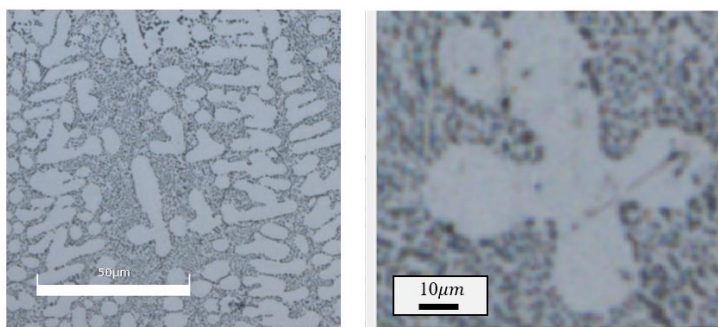


Рисунок 1. Экспериментальное изображение дендритной структуры алюминиево-кремниевого сплава, изготовленного электронно-лучевой аддитивной печатью [5].

Для создания трёхмерных моделей дендритов алюминия использовалась система автоматизированного проектирования SolidWorks. На основе экспериментального изображения отрисовывается двумерный контур заготовки ствола, создаётся геометрическое тело (Рис. 2 а). Далее, в базовой плоскости создается эскиз для кругового тела, образованного вращением эскиза вокруг выбранной оси (Рис. 2 б). Так же была сгенерирована ветвь, соединяющая ствол и отросток дендрита (Рис. 2 в). Далее была проведена операция «Круговой массив» для создания трёх идентичных отростков с ветвями (Рис. 2 г). После изначальная заготовка ствола была удалена (Рис. 2 д), вместо неё размещён ствол большего размера (Рис. 2 е). Этот этап необходим, чтобы убрать лишние части геометрических тел, которые образовались вследствие операции «Круговой массив». В конце для сглаживания остроты угловатых поверхностей была применена операция «Скругление» (Рис. 2 ж). На основе этого алгоритма были созданы ещё несколько идеализированных моделей дендритной структуры, а также модель, повторяющая форму экспериментально наблюдаемую.

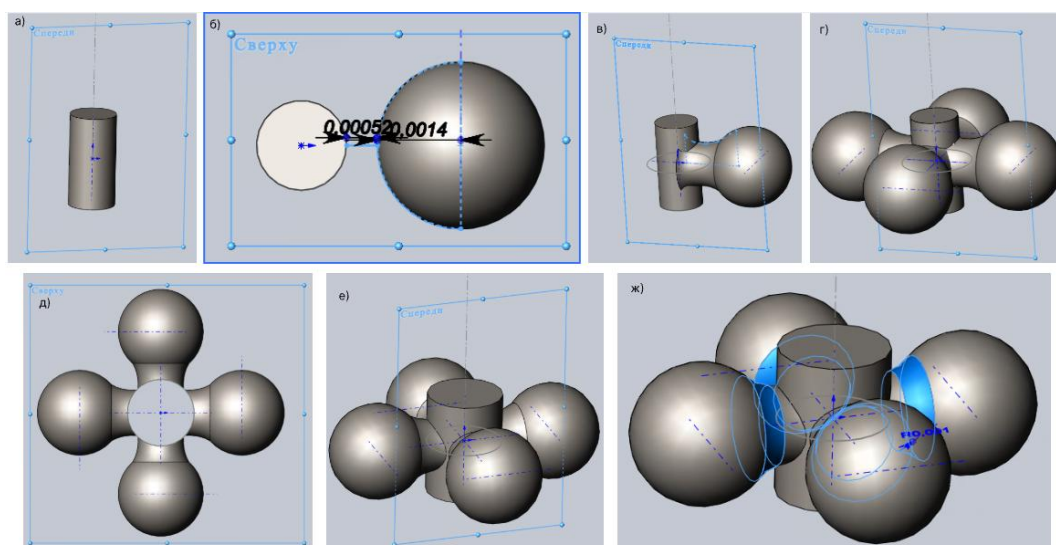


Рисунок 2. Этапы моделирования трёхмерной модели дендрита алюминия в САПР программе SolidWorks.

Таким образом, были созданы трёхмерные модели дендритов алюминия. Результаты данной работы будут использованы для создания термомеханических моделей, описывающих пластическую деформацию и разрушение эвтектического сплава AlSi-12. На основе созданных структурно-механических моделей будет проведен многоуровневый анализ «сверху-вниз» для извлечения локальных свойств ЭЛАП Al-Si сплава на разных масштабах.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0003 и программ ТПУ и ТГУ Приоритет 2030.

Список литературы

1. А. В. Чумаевский, Д. А. Гурьянов, К. С. Осипович, А. В. Филиппов, С. В. Фортуна, Н. Н. Шамарин, В. М. Семенчук, Е. А. Сидоров, Ю. В. Кушнарев, А. А. Белослудцева, В. Е. Рубцов, С. Ю. Тарасов, Е. А. Колубаев, *Физическая мезомеханика* 2025, 28, с. 97-128.
2. Z. Zhu, Z. Hu, H. L. Seet, T. Liu, W. Liao, U. Ramamurty, S.M.L. Nai, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 2023, 190, p. 1-48.
3. Y. Shi, S. Gong, H. Xu, G. Yang, J. Qiao, Z. Wang, J. Zhang, B. Qi, *Journal of Manufacturing Processes* 2023, 101, p. 386–431.
4. M. Taheri Andani, M. Ghodrati, M.R. Karamooz-Ravari, R. Mirzaeifar, J. Ni, *Materials Science and Engineering A* 2020, 799, p. 656–664.
5. А. В. Землянов, Д. Д. Гатиятуллина, В. Р. Утяганова, Н.Н. Шамарин, С.Ю. Никонов, В.А. Романова, Р.Р. Балохонов, *Физическая мезомеханика* 2023, 26, с. 103-116.
6. Р. Р. Балохонов, В. А. Романова, А. В. Землянов, Д.Д. Гатиятуллина, А.Р. Шугуров, И.Р. Ивашов, В.Р. Балохонов, А.С. Кульков, Е.М. Дымнич, *Физическая мезомеханика* 2025, 28, с. 21-40.

ОТ СТАБИЛИЗАЦИИ ПЕТЛИ ГИСТЕРЕЗИСА К ЕДИНОЙ УСТАЛОСТНОЙ КРИВОЙ: РЕЛАКСАЦИОННО-КИНЕТИЧЕСКИЙ ПОДХОД (НА ПРИМЕРЕ СТАЛИ 45)

Н.С. Селютин^{1,2}, Ю.В. Петров^{1,2}

¹ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

Email: sns@ipme.ru

Прогнозирование стабилизационного состояния материала при циклическом нагружении остаётся ключевой задачей механики твёрдого тела, поскольку именно это состояние определяет приспособляемость материала к повторяющимся нагрузкам и предотвращение усталостного разрушения. Однако единая теоретическая модель, описывающая циклическую приспособляемость в широком диапазоне режимов – от малоциклового до гигациклового – до сих пор отсутствует.

Приспособляемость материала реализуется двумя путями. При высоких напряжениях, превышающих предел текучести, доминирует пластическая приспособляемость с накоплением дислокаций. При низких напряжениях преобладает упругая приспособляемость, связанная с обратимым движением дислокаций и релаксацией микронапряжений. Ключевой характеристикой является состояние циклической стабилизации, когда деформирование происходит по устойчивой петле гистерезиса с постоянной амплитудой и рассеиваемой энергией. В ряде случаев (упругая приспособляемость) ширина петли становится пренебрежимо малой, что выявляет ограничения классических теорий пластичности.

В настоящем исследовании применён релаксационно-кинетический подход [1], основанный на интеграции структурно-временной модели и релаксационной модели пластичности. Новизна подхода – в единой теоретической рамке для описания переходных и стабилизированных откликов. Методология использует инвариантные к истории деформирования параметры материала, в частности характеристическое инкубационное время. Показана точность модели в прогнозировании предельной деформации, при которой материал приспособляется к циклическим нагрузкам, превышающим статический предел текучести, вплоть до упругого характера деформирования с минимальной шириной петли гистерезиса.

Поскольку классические инженерные подходы к построению S-N кривых являются эмпирическими, предложена новая комбинированная модель, которая автоматически восстанавливает кривую усталости на основе анализа деформационного поведения. Модель интегрирует релаксационные процессы с кинетикой накопления повреждений (уравнение Качанова–Работнова), позволяя унифицированно прогнозировать усталостные характеристики от малоциклового до гигациклового диапазонов. Преимуществом является автоматическое построение как деформационного отклика, так и кривой усталости без необходимости в эмпирической подгонке.

На примере стали 20 (с обобщением на сталь 45) показано, что на ранних стадиях разрушения преобладает пластическое поведение, на поздних – его роль минимальна, а в промежуточном диапазоне наблюдается сильная корреляция между пластичностью и прогрессирующим повреждением. Предложенная модель использует лишь несколько базовых констант и предоставляет инженерам новый инструмент для оценки долговечности стальных компонентов при сложных циклических нагружениях.

Благодарность: Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (грант №. 124041500007-4).

Список литературы

1. N. Selyutina, Yu.V. Petrov, Materials physics and mechanics 2025, 53(2), с. 1–12.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ДИНАМИЧЕСКИЙ ПРЕДЕЛ УПРУГОСТИ И ОТКОЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ16

Г.В. Гаркушин¹, А.С. Савиных¹, И.А. Черепанов¹, В.Е. Брейкина¹,
С.В. Разоренов¹, Е.В. Найденкин², И.П. Мишин²

¹ Федеральный исследовательский центр Проблем химической физики и медицинской химии РАН, 142432 Черноголовка, проспект Семенова 1, Россия

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения им. В. Е. Панина СО РАН, 620990 Томск, проспект Академический 2/4, Россия

Email: garkushin@ficmp.ac.ru

Получены новые экспериментальные данные о динамической прочности сплава ВТ16 после термообработки по различным режимам. Выявлен оптимальный режим термообработки, обеспечивающий наилучшие прочностные характеристики в условиях действия взрыва или высокоскоростного удара. Исследование динамических свойств в субмикросекундном диапазоне длительностей воздействия при скоростях деформирования более 10^4 с^{-1} проводятся в условиях ударно-волнового нагружения

испытываемых образцов. Измерения основываются на том факте, что структура волн и динамика волновых взаимодействий определяются помимо термодинамического состояния вещества, процессами упругопластического деформирования и разрушения в материале.

Исследуемый титан ВТ16 системы Ti-Al-Mo-V относится к высокопрочным двухфазным ($\alpha+\beta$) сплавам. Химический состав, вес. %: Ti – основа; Al – 3.3; Mo – 5.2; V – 4.4; Fe – 0.11. Для исследования влияния фазового состава на механику ударно-волновых процессов сплав подвергали термической обработке по 3 режимам: 1 – Полный отжиг (780 °С, выдержка 2 часа, охлаждение с печью); 2 – Термическое упрочнение (Закалка сплава в воде от 780 °С, старение при 500 °С в течении 8 часов), 3 – Закалка сплава в воде от 850 °С, выдержка 1 час. Температурный диапазон обработки сплава выбран с учетом отсутствия интенсивного роста зерна.

Для испытаний в условиях одномерного ударного нагружения плоскопараллельные образцы в виде дисков толщиной 0.5, 2, 4.5 и 10 мм вырезали на электроэрозионном станке АРТА-120. Плоскость нагружения была перпендикулярна направлению прокатки. Одномерные импульсы ударного сжатия генерировались ударом пластин из алюминия АД1 и титана ВТ1-0 со скоростью от 650 до 1900 м/с. Максимальное напряжение сжатия в экспериментах не превышало 19 ГПа. Толщина ударников варьировали от 0.2 до 2.5 мм. Метание осуществлялось с помощью пневматической установки ПП-50 калибром 50 мм и с помощью взрывных устройств. В процессе нагружения регистрировали скорость движения свободной поверхности $u_{fs}(t)$ образцов лазерным доплеровским измерителем скорости VISAR [4], имеющего временное разрешение 1 нс, точность измерений скорости 3 м/с.

Благодарность: *Финансирование работы: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда «Экспериментальное исследование влияния температуры и структурного состояния на напряжения течения титановых сплавов при одномерном ударно-волновом нагружении» проект 25-29-00899 (<https://rscf.ru/project/25-29-00899/>).*

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДИНАМИЧЕСКИЙ ПРЕДЕЛ УПРУГОСТИ И ОТКОЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Al-Mo-V

**Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных, И.А. Черепанов,
В.Е. Брейкина, С.В. Разоренов**

Федеральный исследовательский центр Проблем химической физики и медицинской химии РАН, 142432 Черноголовка, проспект Семенова 1, Россия

Email: garkushin@ficp.ac.ru

Получены новые экспериментальные данные о динамическом поведении сплавов ВТ16 и ВТ22 при комнатной 20 °С и повышенных до 300 °С и 600 °С температурах. Представлены результаты измерений эволюции упругопластических волн ударного сжатия на расстояниях от 0.4 до 4.5 мм. По результатам измерений затухания упругих предвестников и скорости сжатия в пластической волне определены температурно-скоростные зависимости напряжения течения в диапазоне скоростей деформации 10^3 - 10^7 с⁻¹. Получены новые данные об откольной прочности сплава при нормальной и повышенных температурах.

Изучение температурных зависимостей сопротивления деформированию и разрушению металлов при высоких скоростях деформирования позволяют изучить

основные закономерности пластической деформации. Исследование динамических свойств в субмикросекундном диапазоне длительностей воздействия при скоростях деформирования более 10^4 с^{-1} проводятся в условиях ударно-волнового нагружения испытуемых образцов. Измерения основываются на том факте, что структура волн и динамика волновых взаимодействий определяются помимо термодинамического состояния вещества, процессами упругопластического деформирования и разрушения в материале.

Исследуемые титаны ВТ16 и ВТ22 системы Ti-Al-Mo-V относятся к высокопрочным двухфазным ($\alpha+\beta$) сплавам. Для испытаний в условиях одномерного ударного нагружения плоскопараллельные образцы в виде дисков толщиной 0,4, 2, 4,5 вырезали на электроэрозионном станке АРТА-120. Плоскость нагружения была перпендикулярна направлению прокатки. Одномерные импульсы ударного сжатия генерировались ударом пластин из титана ВТ1-0 со скоростью от $630\pm 20 \text{ м/с}$. Максимальное напряжение сжатия в экспериментах не превышало 10 ГПа. Толщина ударников варьировали от 0,2 до 1,2 мм. Метание осуществлялось с помощью пневматической установки ПП-50 калибром 50 мм. В процессе нагружения регистрировали скорость движения свободной поверхности $u_{fs}(t)$ образцов лазерным доплеровским измерителем скорости VISAR [4], имеющего временное разрешение 1 нс, точность измерений скорости 3 м/с.

Благодарность: *Финансирование работы: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда «Экспериментальное исследование влияния температуры и структурного состояния на напряжения течения титановых сплавов при одномерном ударно-волновом нагружении» проект 25-29-00899 (<https://rscf.ru/project/25-29-00899/>).*

ВЗАИМОСВЯЗЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В СТАЛИ 20Х2Г2СНМА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

А.А. Куклина^{1,2}, М.В. Майсурадзе², А.И. Гореев²

¹ Уральский государственный горный университет, Екатеринбург, Россия

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

Email: kuklina@m.uesmu.ru

Сталь марки 20Х2Г2СНМА является низкоуглеродистой легированной сталью, широко применяется в условиях эксплуатации, требующих высокой прочности, износостойкости и стабильных эксплуатационных характеристик. Одним из ключевых факторов, влияющих на свойства данной стали, является ее микроструктура, которая формируется в процессе термической обработки.

С помощью анализа дилатометрических данных установлено, что при непрерывном нагреве температура A_{c1} составила $787,5 \text{ }^\circ\text{C}$, A_{c3} составляет $852,5 \text{ }^\circ\text{C}$.

Непрерывное охлаждение осуществлено в интервале скоростей от $1,5 \dots 12 \text{ }^\circ\text{C/мин}$

При охлаждении в диапазоне температур $900 \dots 450 \text{ }^\circ\text{C}$ фазовые превращения не происходят. Это означает, что даже при замедленном охлаждении в рассматриваемой стали не реализуется диффузионное превращение аустенита, а распад переохлажденного аустенита начинается при достаточно низких температурах, которые соответствуют области промежуточного и сдвигового (бездиффузионного) механизма. Превращение переохлажденного аустенита начинается при достижении диапазона температур

330...430 °С и сопровождается отклонением от линейной зависимости удлинения образцов от температуры.

При скорости охлаждения 1,5 °С/мин (рис.1, а) стадия медленного превращения наблюдается в диапазоне температур 435...365 °С, до достижения 15...20% превращения. При температуре ниже 365 °С наблюдается стадия ускоренного превращения, которое завершается при температуре ниже 230 °С. При скорости охлаждения 12 °С/мин (рис.1, б) начальная стадия медленного превращения отсутствует, превращение сразу начинается интенсивно, при температуре ниже 335 °С. Завершение превращения наблюдается при температуре ниже 165 °С.

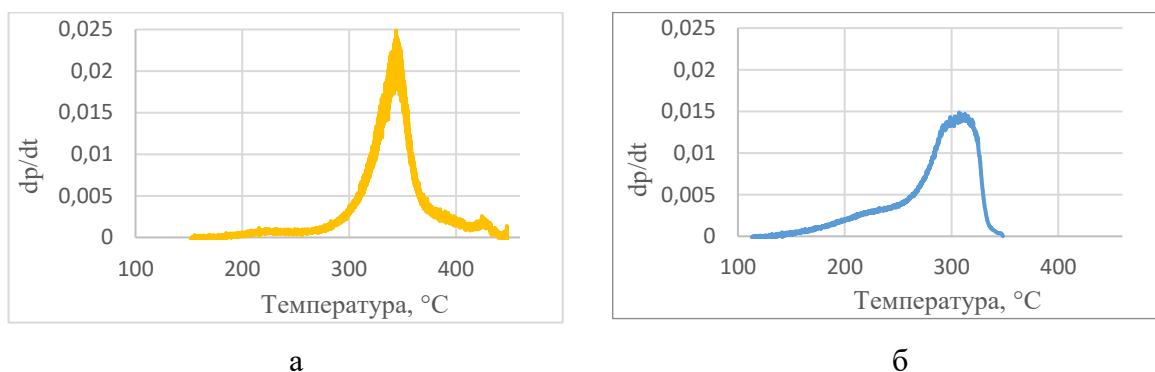


Рисунок 1 Диаграммы зависимости производной dp/dt от температуры при постоянной скорости охлаждения: а – 1,5 °С/мин; б – 12 °С/мин

Исследована микроструктура стали 20Х2Г2СНМА и проведено измерение твердости после непрерывного охлаждения со скоростями 1,5...12 °С/мин.

После непрерывного охлаждения со скоростью 1,5 °С/мин в микроструктуре стали (рис. 2, а) наблюдается преимущественно верхний (73%) и нижний (27%) бейнит. Среднее значение твердости данной структуры составило 45,2 НРС. После непрерывного охлаждения со скоростью 12 °С/мин микроструктура исследуемой стали (рис. 2, б) состоит из небольшого количества нижнего бейнита и мартенсита. Среднее значение твердости данной структуры составило 48,7 НРС.

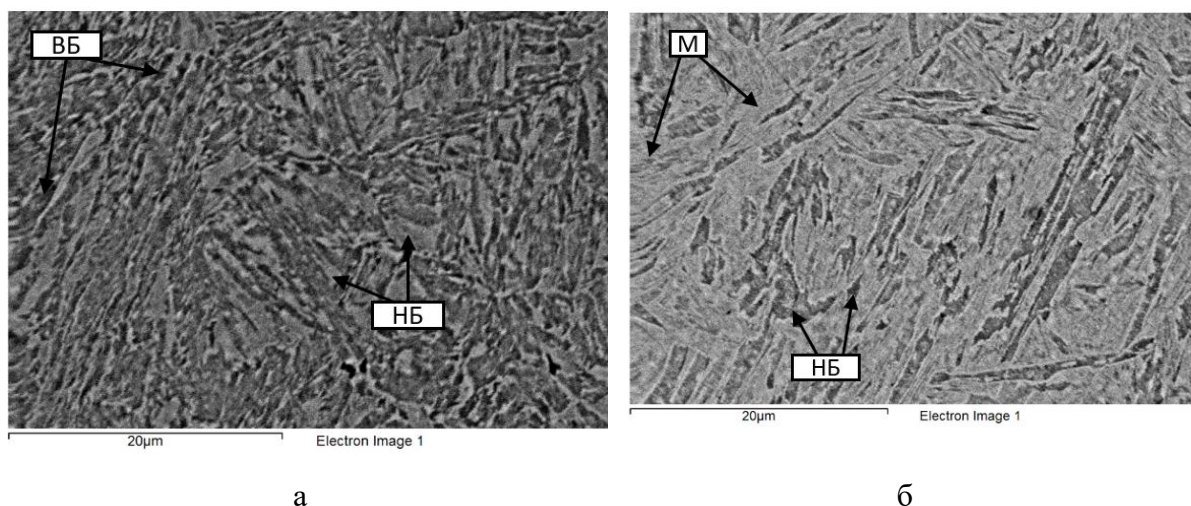


Рисунок 2. Микроструктура стали 20Х2Г2СНМА после непрерывного охлаждения со скоростью: а – 1,5 °С/мин, б - 12 °С/мин

При увеличении скорости охлаждения твердость исследуемой стали увеличивается (рис. 3) т.е. с увеличением скорости охлаждения доля более мягкой структуры (верхнего

бейнита) уменьшается, а доля более твердых структур таких, как нижний бейнит и мартенсит, увеличивается.

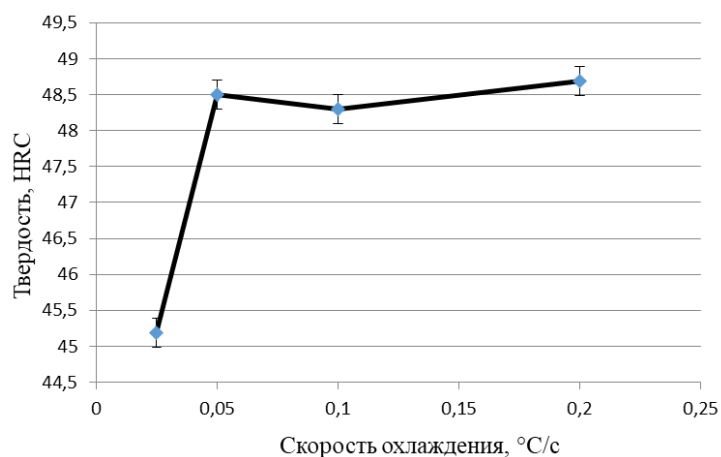


Рисунок 3 Зависимость твердости стали 20Х2Г2СНМА от скорости охлаждения

Установлены критические точки при нагреве. Температура начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (A_{C1}) составляет $787,5^\circ\text{C}$, а температура конца превращения (A_{C3}) – $852,5^\circ\text{C}$. Распад переохлаждённого аустенита начинается только в области $330 \dots 430^\circ\text{C}$ и протекает по промежуточному (бейнитному) механизму, а при скорости $3^\circ\text{C}/\text{мин}$ и более формируется некоторое количество мартенсита. С ростом скорости охлаждения твёрдость повышается за счёт увеличения доли более твёрдых структурных составляющих (нижний бейнит, мартенсит).

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ЗАМЕЩЕНИЯ В А И/ИЛИ В-ПОДРЕШЕТКАХ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА NdMnO_3

Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова, Е.В. Стерхов, И.В. Евдокимов, Е.А. Костик

ИМЕТ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Email: elarisa100@mail.ru

В работе проведено комплексное исследование манганита NdMnO_3 , замещенного по А-подрешетке Ва, в концентрации $x=0.25$, или совместно по А и В-подрешеткам Ва и Fe, соответственно, $x=0.15$ и $y=0.10$. Все изученные манганиты неодима имеют перовскитоподобную кристаллическую структуру (пр. гр. *Pbnm*). Наличие в них ионов трехвалентного марганца Mn^{3+} вызывает искажения кристаллической структуры, называемые ян-теллеровскими (ЯТ), обусловленные упорядочением *d*-орбиталей ионов Mn. Изменение физическо-химических свойств манганитов в значительной степени связано с модификацией их кристаллической структуры [1, 2]. Изменение структуры достигается частичным замещением ионов в А и/или В- подрешетках. При комнатной температуре исходный манганит NdMnO_3 имеет соотношение параметров элементарной ячейки, типичное для искаженной *O'*-фазы с орбитальным упорядочением из-за эффекта ЯТ. Соотношение параметров для замещенных манганитов $\text{Nd}_{0.75}\text{Ba}_{0.25}\text{MnO}_3$ и $\text{Nd}_{0.85}\text{Ba}_{0.15}\text{Mn}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}\text{O}_3$ характерно для неупорядоченной *O* – фазы, что свидетельствует о снятии в них ЯТ искажения. Замещение части ионов Nd^{3+} ионами Ba^{2+} с большим ионным радиусом приводит с одной стороны к увеличению среднего радиуса иона $\langle R_A \rangle$ в А-подрешетке, с другой стороны к повышению степени окисления части ионов Mn^{3+} до Mn^{4+} в В-подрешетке. Замещение по В-подрешетке части ионов Mn^{3+} ионами Fe^{3+} также приводит к перераспределению валентного соотношения между ионами Mn. В результате этих видов замещения уменьшается число активных ЯТ ионов Mn^{3+} и, соответственно, степень искажения структуры. Микроструктура манганитов исследована с помощью сканирующего электронного микроскопа. Исходный манганит имеет пористую, неоднородную микроструктуру и состоит из зерен неправильной формы. Замещение приводит к уменьшению размера зерен и их агломерации. Методами дифференциальной сканирующей калориметрии и высокотемпературной рентгенографии установлен диапазон термической стабильности кристаллической структуры манганитов неодима при нагреве от комнатной температуры до 1200°C . Исходный манганит проявляет переход *O'* → *O* в диапазоне $700\text{--}900^\circ\text{C}$. В замещенных манганитах разрушение орбитального порядка, вызванного эффектом ЯТ реализовано изменением химического состава при замещении и фиксируется при комнатной температуре. Магнитные свойства объясняются влиянием эволюции кристаллической структуры при замещении, при которой снижение искажения приводит к повышению температуры магнитных переходов.

Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН с использованием оборудования ЦКП “Урал-М”.

Список литературы

1. Arun Kumar S.M., G.Srinivasa Reddy, B.G. Hegde, S.Anandh Jesuraj, Mangesh Lodhe, Abhishek Bhisare, David Laroze, M. Manjunatha, Thipperudrappa J., J. Solid State Chem.,2026, 359, 125905.
2. B. Sudakshina, B. Arun, K. Devi Chandrasekhar, H.D. Yang, M. Vasundhara, Phys. B.: Cond. Matter. 2018. 539, 14–20.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ СИНТЕЗА НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВОЙНОГО-ПЕРОВСКИТА $\text{La}_2\text{MnCoO}_6$

Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова, А.В. Фетисов, Е.В. Стерхов, И.В. Евдокимов,
Е.А. Костик, С.Г. Титова

ИМЕТ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Email: elarisa100@mail.ru

Двойные перовскиты R_2MnCoO_6 (где R- лантаноид) - перспективные материалы, которые демонстрирует интересные физические свойства, такие как сверхпроводимость, диэлектрическая проницаемость и магнитосопротивление [1, 2]. При комнатной температуре двойные перовскиты с упорядочением по В-подрешётке обладают моноклинной структурой с пространственной группой (пр. гр.) $P2_1/n$ [3]. Их функциональные свойства определяет структурный порядок в В-подрешётке, вызванный согласованными искажениями/вращениями октаэдров BO_6 и упорядочением катионов Co и Mn. Для направленного синтеза этих материалов необходимо выяснение причин структурных упорядочений. Свойства оксида $\text{La}_2\text{MnCoO}_6$ чувствительны к различным условиям приготовления [4]. Подбор параметров и методов синтеза может служить инструментом для стабилизации определенных свойств этих материалов и расширения спектра их применения. В нашей работе проведено сравнение влияния условий цитрат-нитратного (№1) и твердофазного (№2) методов синтеза образцов $\text{La}_2\text{MnCoO}_6$ на их структурные характеристики, термические свойства и химическое состояние поверхности. При комнатной температуре параметры элементарных ячеек обоих образцов отличаются в пределах ошибки вычисления. Повышение температуры приводит к фазовому переходу от моноклинной структуры (пр. гр. $P2_1/n$) к тригональной структуре с пр. гр. $R-3h$. Температура начала перехода варьируется от способа получения образца. Для образца, полученного методом №1 переход начинается при температуре 463К, для образца, полученного методом №2 температура начала перехода смещается в область более низких температур - 398К. Зафиксированный переход осуществляется через образование переходной области, в которой сосуществуют обе фазы. Данные рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS) поверхности образцов показывают, что химическое состояние элементов в образцах, приготовленных разными способами, существенно не различается.

Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН с использованием оборудования ЦКП "Урал-М".

Список литературы

1. H. Chang, Y. Gao, F. Liu, Y. Liu, H. Zhu, Y. Yun, J. Alloy Compd., 2017, 690, 8-14.
2. B. Orayech, I. Urcelay-Olabarria, G. A. Lopez, O. Fabelo, A. Faik, J. M. Igartua, Dalton Transact., 2015, 44, 13867.
3. R.I. Dass, J.B. Goodenough, Phys. Rev. B.2003, 67, 014401.
4. D. Yang, T. Yang, Y. Chen, Y. Liang, Y. Liu, J. Mater. Sci., 2019, 54, 6027-6037.

ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ БрАМц9-2 + 10% Ni И БрАМц9-2 + 10% 06X19H9T

В.М. Семенчук¹, Е.А. Сидоров¹, А.В. Еремин¹, И.А. Куренбин^{1,2},
А.Г. Петраков^{1,2}, А.В. Чумаевский¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

² НИ Томский политехнический университет

Email: svm_70@ispms.ru

Медные сплавы широко применяются в триботехнических узлах благодаря высокой теплопроводности и коррозионной стойкости, однако для ряда условий эксплуатации их ограничивают сравнительно низкая прочность и недостаточная износостойкость. В связи с этим активно развиваются подходы к созданию медноматричных композиционных материалов, в которых пластичная Cu-основа сочетается с упрочняющей фазой. Такие материалы рассматриваются для элементов трения, подшипниковых узлов и других нагруженных деталей. Одной из ключевых задач остаётся обеспечение прочного межфазного взаимодействия и стабильного сочетания прочности и пластичности [1,2].

Перспективным способом получения таких материалов является проволочное электронно-лучевое аддитивное производство, позволяющее формировать многокомпонентные и композиционные заготовки за счёт подачи нескольких металлических проволок в ванну расплава. В обзорах по электронно-лучевому аддитивному производству подчёркивается возможность получения композиционных и функционально-градиентных материалов [3,4]. Фрикционная перемешивающая обработка, в свою очередь, является эффективным методом формирования поверхностных композитов и позволяет повышать твёрдость, прочность, износостойкость и другие свойства поверхностного слоя без полной переработки объёма материала.

В настоящей работе проведено сравнение механических свойств двух композиционных систем на основе алюминиевой бронзы БрАМц9-2 с добавлением при печати в ванну расплава 10 об. % второго компонента: Ni и 06X19H9T. Интерес к никелевой добавке связан с тем, что система Cu-Ni характеризуется полной растворимостью компонентов в жидком и твёрдом состояниях и образованием непрерывного ряда ГЦК-твёрдых растворов, что потенциально должно обеспечивать лучшую совместимость с медной матрицей по сравнению с Fe-Cr-содержащей стальной фазой. Целью работы являлась оценка влияния второго компонента и числа проходов фрикционной перемешивающей обработки (ФПО) на предел текучести, предел прочности и относительное удлинение.

Образцы системы БрАМц9-2 + 10% Ni были получены методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства и исследованы в трёх состояниях: до ФПО, после одного прохода ФПО и после трёх проходов ФПО. Для сопоставления использованы ранее полученные данные по системе БрАМц9-2 + 10% 06X19H9T в аналогичных состояниях [5]. Механические свойства определяли при одноосном растяжении.

Для системы БрАМц9-2 + 10%Ni фрикционная перемешивающая обработка приводит к одновременному повышению прочности и пластичности. После одного

прохода предел текучести возрастает с 224 до 389 МПа, предел прочности – с 531 до 675 МПа, а относительное удлинение не снижается, а немного увеличивается с 20 до 22,5%. После трёх проходов эффект становится наиболее выраженным: $\sigma_{0,2}$ достигает 418 МПа, σ_B – 692 МПа, а относительное удлинение возрастает до 39%. Таким образом, по сравнению с исходным состоянием трёхкратная ФПО повышает предел текучести примерно на 87%, предел прочности – примерно на 30%, а пластичность почти в два раза.

Для системы **БрАМц9-2 + 10% 06Х19Н9Т** характер изменения свойств иной. Уже в исходном состоянии данный материал имеет более высокую прочность по сравнению с никельсодержащей композицией: $\sigma_{0,2} = 273$ МПа и $\sigma_B = 626$ МПа. После ФПО предел текучести также возрастает: до 411 МПа после одного прохода и до 460 МПа после трёх проходов. Однако это сопровождается существенным снижением пластичности: относительное удлинение уменьшается с 28,7% до 11% после одного прохода и составляет 17,1% после трёх проходов. Следовательно, стальной компонент обеспечивает более высокий предел текучести, но ограничивает деформационную способность материала после ФПО.

Сравнение двух систем показывает, что после трёх проходов ФПО композиция **БрАМц9-2 + 10% Ni** демонстрирует более благоприятный баланс механических свойств: при несколько меньшем пределе текучести по сравнению с БрАМц9-2 + 10% 06Х19Н9Т (418 против 460 МПа) она обеспечивает более высокий предел прочности (692 против 675 МПа) и более чем двукратное преимущество по относительному удлинению (39 против 17,1%). Такое поведение можно связать с лучшей физико-химической совместимостью Ni с Cu-матрицей, формированием более однородного Cu-Ni-твёрдого раствора и отсутствием жёстких Fe-Cr-содержащих включений, способствующих ранней локализации деформации в системе бронза-сталь. Для стальной добавки упрочнение связано с присутствием твёрдой Fe-Cr-фазы и измельчением структуры при ФПО, однако такая фаза одновременно снижает запас пластичности.

Таким образом, показано, что при одинаковом содержании второго компонента никельсодержащая система после ФПО обеспечивает более эффективное сочетание прочности и пластичности, чем система с коррозионностойкой сталью. Наиболее перспективным состоянием является **БрАМц9-2 + 10% Ni после трёх проходов ФПО**. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования никелевой добавки для формирования прочных и пластичных трибологически адаптируемых поверхностных слоёв на основе алюминиевой бронзы и обосновывают необходимость дальнейшего исследования структуры, элементного состава и трибологических характеристик системы БрАМц9-2 + Ni.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФ № 25-29-00711.

Список литературы

1. A. Cheremnov, A. Zykova, N. Savchenko et al., Journal of Materials Engineering and Performance, 2025, 34, p. 4267–4292.
2. A.V. Chumaevskii, D.A. Gurianov, K.S. Osipovich, et al., Physical Mesomechanics, 2026, 29, p. 153-181.
3. K. Osipovich, K. Kalashnikov, A. Chumaevskii et al., Metals 2023, 13, p. 279.
4. V. Sharma, U. Prakash, B.V. M. Kumar, Journal of Materials Processing Technology, 2015, 224, p. 117-134.
5. V.M. Semenchuk, A.V. Chumaevskii, N.V. Semenchuk, Russian Physics Journal, 2025, 68, p. 1409–1417.

КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ БРОНЗЫ БрАМц9-2, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДАМИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА ПРИ РАЗЛИЧНОМ ТЕПЛОВЛОЖЕНИИ

В.М. Семенчук, Н.В. Семенчук, А.В. Чумаевский

Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН

Email: svm_70@ispms.ru

Алюминиево-марганцевые бронзы (в т.ч. БрАМц9-2) применяются для деталей, работающих в агрессивных хлоридсодержащих средах. Для изделий, полученных аддитивными методами, коррозионная стойкость существенно зависит от термического цикла формирования структуры (тепловложение, скорость кристаллизации, повторные термоциклы), поскольку фазовая неоднородность и состояние границ зёрен определяют склонность к локализованной коррозии. Сравнительные данные по коррозии БрАМц9-2 для проволочного электродугового (ЭДАП) и проволочного электронно-лучевого (ЭЛАП) аддитивного производства при контролируемом тепловложении ограничены.

Целью работы являлась оценка влияния технологии (ЭДАП / ЭЛАП) и тепловложения на коррозионную стойкость БрАМц9-2 в среде, имитирующей морскую (3,5% NaCl), и установить структурно-фазовые причины различий в коррозионном поведении.

В качестве объекта исследования использовали алюминиево-марганцевую бронзу БрАМц9-2. Образцы изготавливали аддитивными проволочными технологиями ЭДАП и ЭЛАП при нескольких уровнях тепловложения, рассчитанного по формуле $Q = (60 \cdot U \cdot I) / (1000 \cdot V)$ (Дж/мм), где U – напряжение, I – ток, V – скорость перемещения. Рассматривались режимы $Q=247$ Дж/мм (образцы ЭДАП 1 и ЭЛАП 1), а также минимально достижимые режимы: $Q=99$ Дж/мм (образец ЭДАП 2) и $Q=141$ Дж/мм (образец ЭЛАП 2). Коррозионные испытания выполняли в 3,5% водном растворе NaCl на потенциостате по трёхэлектродной схеме (рабочий электрод – плоский образец, контрэлектрод – графит, электрод сравнения – Ag/AgCl). Перед измерениями регистрировали потенциал разомкнутой цепи, затем проводили потенциодинамическую поляризацию со скоростью 0,5 мВ/с. По кривым Тафеля определяли E_{corr} и I_{corr} , рассчитывали поляризационное сопротивление R_p ; для сопоставления образцов ток коррозии нормировали по площади экспонированной поверхности и использовали плотность тока i_{corr} . Дополнительно оценивали гравиметрические показатели (потеря массы, удельная потеря массы, скорость коррозии) и изменение состояния поверхности после испытаний (шероховатость Ra , морфология повреждений), а также фазовый состав до и после коррозии методом рентгенофазового анализа.

Установлено, что образцы, полученные методом ЭДАП, демонстрируют более высокую коррозионную стойкость по сравнению с образцами ЭЛАП: для ЭДАП характерны меньшие I_{corr} ($\approx 2,0$ – $2,1$ мкА) и i_{corr} ($\approx 3,64$ – $3,68$ мкА/см²), более высокие значения R_p ($\approx 6,78$ – $7,12$ кОм), меньшие удельные потери массы ($\approx 12,9$ – $15,6$ г/(м²·ч)) и меньшая скорость коррозии ($\approx 15,1$ – $18,6$ мм/год). Для ЭЛАП-образцов наблюдается рост коррозионной активности: I_{corr} возрастает до $4,4$ – $11,2$ мкА ($i_{corr} \approx 7,35$ – $18,61$ мкА/см²), R_p снижается до $\approx 2,25$ – $2,55$ кОм, а скорость коррозии увеличивается до $\approx 42,7$ – $65,5$ мм/год. Отмечено, что снижение тепловложения приводит к улучшению показателей коррозионной стойкости для ЭДАП (образец ЭДАП 2), тогда как для ЭЛАП уменьшение тепловложения сопровождается ухудшением (образец ЭЛАП 2).

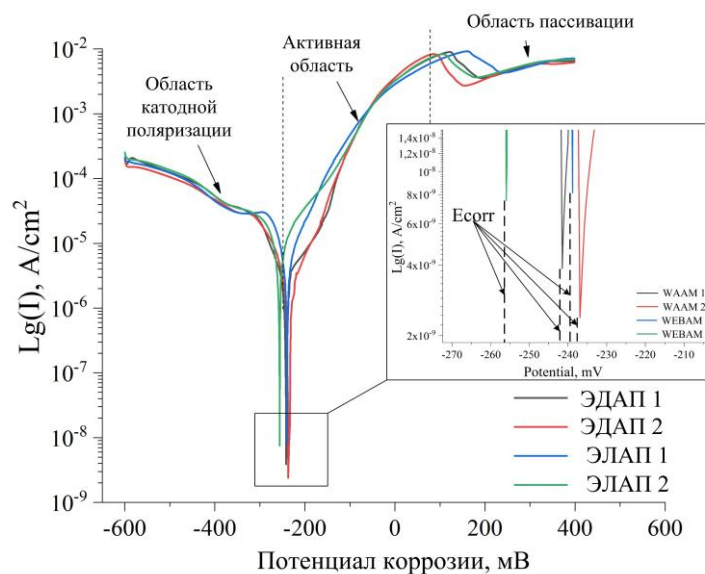


Рисунок 1. Поляризационные кривые для образцов сплава БрАМц9-2, полученных методами ЭДАП и ЭЛАП при разных режимах печати

Микроструктурно-фазовый анализ показал, что коррозия в 3,5% NaCl преимущественно затрагивает β' -фазу (Cu_3Al) по границам зёрен, что приводит к развитию межкристаллитной коррозии и росту шероховатости поверхности: после испытаний R_a для ЭДАП составляет $\approx 0,66\text{--}0,81$ мкм, для ЭЛАП – $\approx 1,06\text{--}1,13$ мкм. После коррозии фиксируется уменьшение доли β' -фазы, появление свободной меди (признак dealюминификации), а также образование $\text{CuCl}/\text{Cu}_2\text{O}$ -содержащих продуктов, характерных для медных сплавов в хлоридной среде. Согласованность электрохимической и гравиметрической оценок подтверждается сильной линейной связью между I_{corr} и скоростью коррозии: $r \approx 0,96$, $R^2 \approx 0,92$ ($n=4$).

Технология ЭДАП (WAAM) обеспечивает более высокую коррозионную стойкость БрАМц9-2 в 3,5% NaCl по сравнению с ЭЛАП по совокупности электрохимических и весовых показателей. Влияние тепловложения на коррозионное поведение различается для двух процессов: для ЭДАП снижение Q улучшает стойкость, для ЭЛАП — ухудшает, что отражает различия термического цикла и формирования структуры. Определяющим механизмом разрушения является селективное растворение β' -фазы по границам зёрен с развитием межкристаллитной коррозии и dealюминификации.

Исследование выполнено в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, проект FWRW-2026-0001.

Секция 5 «Методы изучения структуры и свойств материалов, включая методы неразрушающего контроля»

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛОВ ПО АКУСТИЧЕСКИМ ПАРАМЕТРАМ

С.А. Баранникова, П.В. Лаврентьева

Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, г. Томск

Email: bsa@ispms.ru

В условиях интенсивного развития авиакосмической, автомобильной и судостроительной отраслей промышленности важной задачей является обеспечение надежности и долговечности конструкций из легких сплавов в широком интервале климатических температур (от -60°C в Арктике до $+60^{\circ}\text{C}$ в летний период в южных регионах) с использованием методов неразрушающего контроля и диагностики [1-4]. Исследование распространения ультразвуковых волн в металлах имеет большое значение для практики, позволяя понять поведение конструкционных материалов при термической обработке и обработке давлением [3]. Однако точность ультразвуковых измерений существенно зависит от температуры объекта контроля, что требует детального изучения температурных зависимостей акустических характеристик металлов.

В связи с этим целью настоящей работы является экспериментальное установление связи между стадийностью кривой пластического течения, изменением скорости распространения ультразвуковых волн и накоплением повреждаемости на примере технического алюминия (содержание Al – не менее 99,5 мас.%) с размером зерна ~ 40 мкм. Такой выбор материала исследований связан с тем, что микромеханизмы пластического течения (дислокационного скольжения) Al описаны в литературе [5].

Плоские образцы с размерами рабочей части $50 \times 5 \times 2$ мм растягивались на испытательной машине «Instron-1185» с постоянной скоростью $3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в температурном интервале от 173 К до 350 К. Одновременно с регистрацией кривых нагружения производилась запись изменения скорости ультразвуковых волн автоциркуляционным методом [3]. Скорость распространения рэлеевских волн определялась как отношение длины пути волны в образце ко времени задержки прихода сигнала на приемный преобразователь относительно излучающего [6]. Относительное изменение плотности (дефект плотности $\Delta\rho/\rho_0$) деформированных образцов по сравнению с их исходным состоянием определяли методом гидростатического взвешивания.

Синхронная запись диаграмм растяжения $\sigma(\varepsilon)$ и измерений скорости рэлеевских акустических волн позволила получить зависимости скорости распространения ультразвука от величины общей деформации $V(\varepsilon)$ и напряжений $V(\sigma)$. Несмотря на то, что понижение температуры приводит к увеличению скорости ультразвука, в целом, характер изменения скорости рэлеевских волн с ростом общей деформации оказался качественно подобным в исследуемом температурном интервале. Фиксируемое уменьшение скорости ультразвука с ростом общей деформации для каждой температуры испытаний связано с увеличением локальных внутренних напряжений, обусловленных ростом плотности дислокаций в процессе пластического течения Al. Наблюдаемое

увеличение скорости рэлеевских волн на заключительных стадиях пластической деформации связано с формированием шейки образца.

Возникающая при силовом воздействии поврежденность, интерпретируется как непрерывный процесс образования, роста и взаимодействия микродефектов различного уровня. Параметр поврежденности ψ оценивали в виде отношения изменения плотности материала $\Delta\rho$ к исходной плотности ρ_0 [4]. Анализ развития микронесплошностей в процессе растяжения показал, что разуплотнение материала $\Delta\rho/\rho$ возникает уже на ранних стадиях пластической деформации в исследуемом температурном интервале. Так как скорость распространения упругих волн в среде зависит от упругих модулей и плотности среды, то величину относительного изменения скорости распространения ультразвука $\Delta V/V_0$ можно также выразить через параметр поврежденности $\psi = \Delta\rho/\rho_0 \sim \Delta V/V_0$. Установлено, что зависимости параметра поврежденности от напряжений течения $\psi(\sigma)$ для разных температур имеют стадийный характер, коррелирующий со стадиями деформационного упрочнения. Понижение температуры приводит к увеличению прочности и параметра поврежденности Δl .

Таким образом, в работе показана возможность оценки поврежденности образцов Δl акустическим методом в условиях статического нагружения в широком температурном интервале. Экспериментально установленные закономерности изменений параметра поврежденности могут быть использованы в задачах технической диагностики состояния промышленных металлов и сплавов, подвергнутых пластическим деформациям.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2026-0006.

Список литературы

1. Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Ч. Ультразвуковые методы в физике твердого тела. М.: Мир. 1972.
2. Блантер М.С., Головин И.С., Головин С.А., Ильин А.А., Саррак В.И. Механическая спектроскопия металлических материалов. М.: МИА. 1994.
3. Муравьев В.В., Зуев Л.Б., Комаров К.Л. Скорость звука и структура сталей и сплавов. Новосибирск: Наука. 1996.
4. А.А. Хлыбов, А.Л. Углов, Дефектоскопия. 2021, 7, с. 3-10.
5. Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы. Деформируемые сплавы. М.: Машиностроение. 1964.
6. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука. 2018.

АНИЗОТРОПНОЕ ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ В ЗАМЕЩЕННЫХ СОЕДИНЕНИЯХ НА ОСНОВЕ Fe_7Se_8

С.Н. Мозговых, П.О. Сырова, В.М. Кипяткова, Н.В. Селезнева

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, ИЕНиМ, г. Екатеринбург, Россия

Email: stepan.mozgovykh@urfu.ru

Природный минерал ачавалит (Achavalite) FeSe редко бывает стехиометрическим и содержит в себе некоторое количество других селенидов железа, в основном Fe_7Se_8 . Данный минерал образуется в гидротермальных условиях и при процессе кристаллизации нередки случаи частичного замещения атомов железа на атомы других металлов. Таким образом, могут образовываться соединения $\text{Fe}_{1-x}\text{M}_x\text{Se}$ и $\text{Fe}_{7-x}\text{M}_x\text{Se}_8$ (где

М – 3d металлы). Для минералов, состоящих из нескольких фаз, важным параметром является тепловое расширение примесной фазы. Разные значения коэффициентов теплового расширения приводят к возникновению внутренних напряжений и растрескиванию при изменении температуры. Так же немаловажным вопросом является твердость примесной фазы. Если твердость примесной фазы существенно выше основной, то возникает ряд сложностей при механической обработке. Для этого в лабораторных условиях получают аналоги минералов с контролируемым химическим составом.

В данной работе были выращены и изучены монокристаллы Fe_7Se_8 , $\text{Fe}_{6.5}\text{Ni}_{0.5}\text{Se}_8$, $\text{Fe}_{6.5}\text{Co}_{0.5}\text{Se}_8$, $\text{Fe}_{6.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Se}_8$, $\text{Fe}_{6.5}\text{Cr}_{0.5}\text{Se}_8$. Монокристаллы получены модифицированным методом Бриджмена в стационарном градиенте в вакуумированных двойных кварцевых ампулах. Кристаллографическая ориентировка монокристаллов проводилась методом Лауэ на отражение. Поведение теплового расширения изучалось на кварцевом dilatометре DL-1500 RHP компании ULVAC-SINKU RIKO (Япония) в интервале температур от 80 К до 600 К в различных кристаллографических направлениях. Микротвердость измерялась на микротвердомере ПМТ-3М.

В ходе работы было установлено, что во всех образцах наблюдается сильная анизотропия теплового расширения при измерениях в плоскости ab и перпендикулярно ей, что обусловлено слоистой структурой этих соединений. При этом анизотропия наиболее сильно проявляется при температуре ниже $T_C \sim 450$ К, соответствующей температуре магнитного упорядочения данных соединений. Описание в модели Грюнайзена-Дебая при температуре Дебая $\theta_D = 306$ К, которое соответствует только фононному вкладу, дает отклонение в тепловом расширении в магнитоупорядоченной области. При температурах ниже T_C существенную роль начинает играть магнитная энтропия и обменное взаимодействие. При этом отклонение носит разнонаправленный характер: вдоль оси a наблюдается дополнительное сжатие при понижении температуры, а вдоль оси c обнаружен инварный эффект, т.е. при понижении температуры решетка расширяется. Так же отклонение было обнаружено на температурной зависимости удельного объема для всех соединений. Такое поведение характерно для соединений с существенной величиной объемной спонтанной магнитострикцией. В зависимости от замещающего элемента происходят изменения и в самих значениях. Например, частичное замещение атомов железа на атомы никеля приводит к уменьшению спонтанной объемной магнитострикции (уменьшение отклонения от закона Грюнайзена-Дебая). При этом сохраняется знак отклонения и наблюдается дополнительное объемное сжатие, как и в соединении Fe_7Se_8 . Замещение атомами Co и Cr приводит к еще большему уменьшению спонтанной объемной магнитострикции. При замещении атомами кобальта происходит смена знака объемной магнитострикции в отличие от замещения атомами хрома, когда знак отклонения сохраняется. Замещение атомами титана приводит к существенному падению объемной магнитострикции и отклонение от закона Грюнайзена-Дебая для соединения $\text{Fe}_{6.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Se}_8$ практически не наблюдается.

В соединениях $\text{Fe}_{6.5}\text{M}_{0.5}\text{Se}_8$ (М – Ti, Cr, Co, Ni) аналогично существенной анизотропии теплового расширения наблюдается анизотропия твердости. Для монокристалла Fe_7Se_8 вдоль кристаллографической оси a микротвердость по Виккерсу составляет ~ 400 HV, а вдоль оси $c \sim 300$ HV. Более высокая твердость в плоскости может быть связана с прочностью ковалентно-ионных связей Fe – Se в слоях. Тетрагональная структура FeSe из-за структурных особенностей и отсутствия упорядоченных вакансий значительно мягче ~ 100 HV [1]. Замещение железа в Fe_7Se_8 на никель и хром не приводит к изменению твердости ни в одном из направлений. В то время как при замещении

титаном твердость вдоль оси c существенно возрастает до $\sim 490 HV$ при сохранении твердости вдоль оси a на уровне $\sim 400 HV$. При замещении кобальтом твердость вдоль оси a сохраняется, тогда как твердость вдоль оси c возрастает до $\sim 700 HV$.

Изменения в ферримагнитном пирротине Fe_7Se_8 теплового расширения и механических свойств при замещении железа атомами 3d-металлов меньшего или большего радиуса обусловлены разным упорядочением катионных вакансий, изменением межатомных расстояний и кристаллического поля.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (тема FEUZ-2026-0014)»

Список литературы

1. W. Uytendogaardt, E. A. Julius, Tables for Microscopic Identification of Ore Minerals, 1951, с. 216-217.

КАЛИБРОВКА ИЗМЕРИТЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ ВОЛОКОННЫХ БРЭГГОВСКИХ РЕШЕТОК (ВБР) ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗНАЧЕНИЙ ДЕФОРМАЦИЙ И ТЕМПЕРАТУР В КРИОГЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Д.С. Рошка, О.О. Хамисов, И.В. Сергеичев

АНОО ВО «Сколковский институт науки и технологий», Центр технологий материалов, 121205, Москва, Большой бульвар, д. 30, стр. 1

Email: Diana.Roshka@skoltech.ru, O.Khamisov@skoltech.ru, I.Sergeichev@skoltech.ru

Эксплуатация композитных материалов в условиях низких температур сопряжена с фундаментальными рисками, обусловленными переходом полимерного связующего в хрупкое состояние при криогенных температурах и возникновением значительных внутренних напряжений из-за существенной разницы коэффициентов линейного температурного расширения компонентов. Для высокоответственных конструкций, работающих в столь агрессивных средах, критически необходим переход к парадигме непрерывного мониторинга структурной целостности. Эту задачу решают волоконно-оптические датчики на основе брэгговских решёток (ВБР) [1]. Благодаря малому диаметру (≈ 125 мкм) датчики интегрируются внутрь материала на этапе его создания, что даёт возможность измерять параметры не только на поверхности, но и во внутренних слоях [2]. На рисунке 1 представлена схема термомеханических испытаний.

В классическом подходе к калибровке оптоволоконных датчиков на основе волоконных брэгговских решёток (ВБР) предполагается линейная зависимость между сдвигом резонансной длины волны отклика датчика ($\Delta\lambda_B$) и измеряемым параметром (температурой T или деформацией ϵ). Данное допущение вытекает из физических принципов работы ВБР. Но в реальных испытаниях в широком диапазоне температур, вплоть до криогенных значений, указанная зависимость приобретает нелинейный характер, что делает применение классического линейного подхода некорректным. В настоящей работе мы отступаем от него и аппроксимируем полученные экспериментальные данные полиномиальной функцией, устанавливая тем самым связь между длиной волны и деформацией (или температурой).

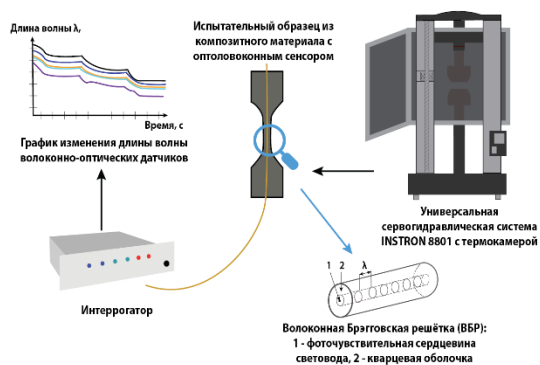


Рис. 1 – Схема проведения эксперимента

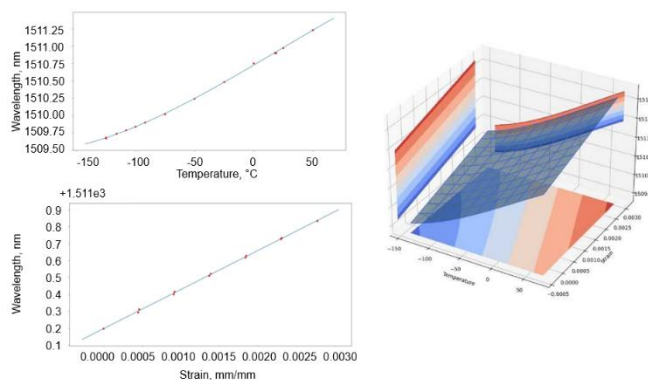


Рис. 2 – Аппроксимация экспериментальных данных

В результате работы мы получили функцию аппроксимации наших экспериментальных данных в виде полинома третьей степени двух переменных $\lambda = \lambda(T, \epsilon)$. Данная нелинейная добавка позволяет учесть корректно реальную физическую зависимость без рисков переобучения. На рисунке 2 представлены графические результаты аппроксимации функции.

Список литературы

1. Matveenko V. P. et al. Temperature and strain registration by fibre-optic strain sensor in the polymer composite materials manufacturing //International Journal of Smart and Nano Materials. – 2018. – Т. 9. – №. 2. – С. 99-110.
2. Christiansen A. J. et al. Characterization of optical fiber at cryogenic temperatures //Optical Components and Materials XX. – SPIE, 2023. – Т. 12417. – С. 166-174. [4] Liang, S., Wang, Z., Wang, P. et al. The Improvement of Temperature Sensitivity by Eliminating the Thermal Stress at the Interface of Fiber Bragg Gratings. Instrum Exp Tech 67, 596–601 (2024).

ОЦЕНКА КОНЦЕНТРАЦИИ ТРЕЩИН ИЛИ ПОР В МАТЕРИАЛАХ ИЛИ ГОРНЫХ ПОРОДАХ ПО ИХ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОВОДИМОСТИ

П.Е Сизин

Университет науки и технологий МИСИС

Email: mstranger@list.ru

Задача оценки концентрации дефектов (трещин или пор) в конструкционных материалах и горных породах по их параметрам (скорости упругих волн, электрическая проводимость и т. д.) сохраняет свою актуальность. До сих пор отсутствует полная теория, которая позволяла бы по комплексу физических параметров сделать вывод о концентрации трещин в материале и оценить его близость к разрушению. В настоящем докладе предлагается подход, основанный на теории проводимости двухкомпонентной среды. Один из компонентов отождествляется с исходным материалом (матрицей), другой – с трещинами (порами), резко отличающимися по своим свойствам от матрицы.

Трещины (поры) обладают практически нулевой проводимостью, если они заполнены воздухом, и очень высокой (на порядки выше, чем у матрицы) проводимостью, если они заполнены раствором солей (проводящим флюидом). Для этих крайних случаев проводимость двухкомпонентной среды изучалась теоретически и с помощью численного эксперимента.

Предложен метод добавления единичного включения, позволяющий получить дифференциальное уравнение, описывающее зависимость проводимости среды от концентрации включений. Предсказания этого метода сравниваются с предсказаниями метода эффективной среды (ЕМА) и результатами численного эксперимента в среде COMSOL Multiphysics. Предложенный метод показывает преимущество перед методом ЕМА и позволяет описывать проводимость среды с трещинами или порами вплоть до значительных концентраций, при превышении которых начинается разрушение.

Результаты для тонких трещин приведены в [1], для сферических пор – в [2].

Список литературы

1. Сизин П.Е. Проводимость геологической среды с плоскопараллельной системой трещин. ГИАБ, 2024, №8, с.79-91.
2. Сизин П.Е. Теоретическое и численное моделирование электрической проводимости пористых сред. // ГИАБ, 2023, №5, с. 43-56.

МЕТОДЫ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ И СКРЕТЧ-ТЕСТА ДЛЯ МУЛЬТИМАСШАБНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУПОРЯДОЧЕННЫХ ПРИРОДНЫХ БИОМАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ ДРЕВЕСИНЫ ХВОЙНЫХ И ЛИСТВЕННЫХ ПОРОД

А.И. Тюрин, В.В. Коренков, А.А. Самодуров, М.А. Юнак, В.А. Тюрин, В.В. Родаев

Тамбовский Государственный Университет имени Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия

Email: tyurinalexander@yandex.ru

В последнее время при разработке новых материалов и конструкций все большее внимание уделяется природоподобным технологиям и природным биологическим материалам. Это обусловлено их высокими эксплуатационными свойствами. Наиболее представительными с этой точки зрения являются древесные материалы, которые представляют собой природные биологические композитные материалы со сложной мультимасштабной иерархической структурой [1]. Именно эта структура и состав древесины определяют все многообразие ее свойств (физических, механических, биологических, химических и др. [1-6]). Уникальные свойства позволяют активно использовать древесину и ее производные как во многих исторически традиционных приложениях (строительные и отделочные материалы, материалы для изготовления тары, бумаги, мебели, спичек, музыкальных инструментов и т.д. [1-4]), так и в развиваемых новых направлениях (для изготовления пьезоэлектрических материалов, датчиков, очистки и опреснения воды, хранения энергии, электромагнитного экранирования и др. [2]). Во всех этих приложениях как правило именно физико-механические свойства или их комплексное сочетание с другими свойствами и являются определяющими. Однако несмотря на большую историю использования в литературе весьма мало информации по рассмотрению вопросов, связанных с формированием механических свойств, наличия размерных эффектов в них, а также микромеханизмам деформирования древесины на разных структурных уровнях (от нано- до макро-). При этом физико-механические свойства различных пород деревьев в макромасштабе, как правило изучены достаточно подробно, и значительно меньшее внимание уделяется их мультимасштабным исследованиям, особенно - во взаимосвязи с ее структурой на разных иерархических уровнях (от нано- до макро-), и практически отсутствует такая информация при исследовании образцов одной и той же породы древесины полученная

с применением одних и тех же или схожих методик и подходов. А именно мультимасштабные подходы представляют достаточно большой интерес для понимания общего процесса формирования макромеханических свойств древесины через свойства отдельных элементов структуры на уровнях от размера клеточных стенок и ее составляющих (нано- и микроуровень) до размера ряда годовых колец (макроуровень).

Это определяет цель работы, которая заключалась в проведении мультимасштабных исследований физико-механических свойств древесины на уровнях от нано- до макро-, выявлении наличия в них размерных эффектов (РЭ) и установлении возможных микромеханизмов локального деформирования.

В качестве объектов исследования были выбраны наиболее типичные представители ряда хвойных и лиственных пород деревьев (ель европейская - *Picea abies*, 90 летнего возраста; сосна обыкновенная - *Pinus sylvestris* L., 53 летнего возраста; дуб черешчатый - *Quercus robur*, 90 летнего возраста и др.). Образцы были получены в 2021 г. со спилов деревьев из Цнинского лесного массива Вернадского лесничества (Тамбовская область, Россия). Для проведения исследований образцы высушивали до влажности 8% и подвергались механической шлифовке и полировке при помощи шлифовально-полировального комплекса (Buhler, USA). Для оценки степени обработки образцов использовали сканирующий зондовый микроскоп diInnova SPM (Veeco-Digital Instruments, USA). Полученные после обработки значения шероховатости поверхности R_a не превышали 250 - 300 нм. Для анализа микроструктуры древесины использовали сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) Tescan Vega 3 (Tescan, Czech Republic). Для этого проводили дополнительную подготовку образцов путем поперечного среза поверхностного слоя древесины толщиной в несколько десятков микрометров при помощи санного микротомы Slide 4004M PFM (Pfmmedical, Germany).

Для определения мультимасштабных физико-механических свойств древесины применяли методики нано-, микро- и макроиндентирования [7-11] и скретч-тестирования [6, 12] с использованием наноиндентометров TI950 TriboIndenter (Hysitron, США) и G200 (MTS NanoInstruments, США); твердомера Duramin-A300 (Struers, Дания) и скретч-тестера Скретч-НИ-Дендро (собственная разработка коллектива).

В результате экспериментальных исследований изучен ряд физико-механических свойств (твердость - H , модуль Юнга - E , индекс пластичности, индекс вязкости и др.) и проведено их картирование для древесины разных пород на уровне от нано- до макро-. Получены радиальные зависимости распределения механических свойств, в которых обнаружена их периодичность, как при относительно низких, так и относительно высоких нагрузках. При этом: минимальные и максимальные значения H и E соответствуют свойствам зон ранней - EW и поздней - LW древесины, а границы изменений локальных физико-механических свойств совпадают с границами годовых колец роста - GR и зон EW , LW и переходной - TW древесины внутри GR . Показано, что анализ радиальных зависимостей локальных физико-механических свойств может служить основой нового метода выявления границ GR и установлении их размеров (ширины GR), а также основой разделения зон EW , TW и LW и внутри GR . Выявлено наличие РЭ в твердости EW и LW при индентировании в диапазоне от нано- до макро-. Они заключаются в существенном уменьшении H с ростом глубины отпечатка h . При этом в ходе зависимостей $H=f(h)$ можно выделить несколько (до трех) различных стадий. Показано, что при увеличении h от 30-40 нм до нескольких мм величина H уменьшается примерно в 4-10 раз (в зависимости от типа древесины). Проведен термоактивационный анализ и определены активационные параметры процессов локального деформирования.

На основании полученных данных предложены возможные микромеханизмы локального деформирования на разных этапах формирования отпечатка.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 23-16-00231-П, <https://rscf.ru/project/23-16-00231-П/> (разработка методов измерения, анализ полученных данных и климатические исследования) и государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, тема FEMG-2025-0008, Рег. № 125121014120-6 (экспериментальная апробация методики).

Список литературы

1. Niemz P. (eds.) et al. Springer Handbook of Wood Science and Technology. Springer Nature Switzerland AG. 2023.
2. Z. Fu, Y. Lu, G. Wu et al., Progress in Materials Science 2025, 147, a.n. 101354.
3. O. Erazo, J. E. Jakes, N. Plaza et al., Forests 2023, 14, a.n. 1900.
4. X. Zhang, L. Li, F. Xu, Forests 2022, 13, a.n. 439.
5. Y.I. Golovin, A.A. Gusev, D.Y. Golovin et al., Biores. & Bioprod., 8, p. 246-264.
6. A.A. Samodurov, A.I. Tuyrin, M.A. Yunak et al., *Dendrochronologia* 2026, 95, a.n. 126464.
7. W.C. Oliver, G.M. Pharr. J. Mater. Res. 2004, 19, p. 3-24.
8. Ю.И. Головин, ФТТ 2021, 63(1), с. 3-42
9. Ю.И. Головин, А.И. Тюрин, Известия РАН. Серия физическая 1995, 59(10), с. 49-54.
10. Ю.И. Головин, А.И. Тюрин, ФТТ 1996, 6, с. 1812-1819.
11. Ю.И. Головин, В.И. Иволгин, А.И. Тюрин, В.А. Хоник, ФТТ 2003, 45(7), с. 1209-1212.
12. А.И. Тюрин, А.А. Самодуров, В.А. Тюрин и др., Российские нанотехнологии 2025, 20(1), с. 59-70.

ПРИМЕНЕНИЕ СВЕРТЧНЫХ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ АНАЛИЗА МИКРОСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ

А.И. Фатхуллин, А.Е. Майер

¹ Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

Email: fatkhullin.a.i@csu.ru

Представляющее существенный научный и практический интерес предсказание количественных и качественных характеристик материалов по данным об их микроструктуре, в зависимости от задачи, может требовать продолжительных машинных расчетов или прямого человеческого участия. В качестве альтернативного подхода хорошо зарекомендовали себя искусственные нейронные сети. В работе описываются результаты применения сверточных нейронных сетей к определению откольной прочности и преобладающего типа предварительного деформированного состояния кристалла алюминия по: (1) изображению его микроструктуры и (2) его дифрактограмме. В качестве источника для формирования тренировочного и валидационного наборов выступали результаты молекулярно-динамических расчетов [1], выполненных с помощью кода LAMMPS [2]. Роль входных данных исполняли: в задаче (1) – изображения молекулярной структуры подвергнутых деформации кристаллов алюминия, раскрашенные по центросимметричному параметру или методом определения фазового состава по атомному шаблону (РТМ) [3], в задаче (2) – дифрактограммы этих кристаллов. Обработка результатов расчетов LAMMPS, а именно

конверсия молекулярной структуры в двумерные изображения и в дифрактограммы, выполнялась с помощью программы OVITO [4].

Использование нейросетей, состоящих исключительно из полносвязных слоев, в таких задачах нерационально: вместе с ростом размеров входных данных быстро увеличивается вычислительная сложность, возникают условия для переобучения. Проблема может быть нивелирована введением в сеть т. н. «сверточной» части – последовательность субдискретизационных и сверточных слоев с малым числом корректируемых параметров [5]. Такая архитектура позволяет бороться с переобучением, осуществляя контроль за размерами сигнала, поступающего на полносвязную часть, причем сжатие нетривиально – в ходе обучения такие сети приобретают свойство выделять существенные для минимизации функции стоимости детали изображений, что в конечном счете означает повышение точности ответов.

Сверточная сеть, использовавшаяся для расчетов, реализована на языке C++ [6]. К исходным данным применялась техника искусственного наращивания – число изображений увеличено за счет отражений и вращений [6], дифрактограммы искажены добавлением шума с нормальным распределением. Результаты тестирования на валидационном наборе показали, что в обеих задачах сверточные сети могут быть обучены определять основной тип деформированного состояния материала с точностью $\geq 95\%$; давление откола с мат. ожиданием / стандартным отклонением относительной погрешности порядка 0.03 / 0.025 соответственно.

Благодарность: Работа выполнена за счет Российского научного фонда, проект № 24-19-00684, <https://rscf.ru/project/24-19-00684/>.

Список литературы

1. A.E. Mayer, Scripta Materialia 2024, 242, с. 115905.
2. A.P. Thompson, H. M. Aktulga, R. Berger et al., Computer Physics Communications 2022, 271, с. 108171.
3. P.M. Larsen, S. Schmid, J. Schiøtz, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 2016, 24, с. 055007.
4. A. Stukowski, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 2010, 18, с. 015012.
5. Goodfellow I., Bengio, Y., Courville A. Deep Learning. MIT Press, 2016.
6. A.I. Fatkhullin, A.E. Mayer, Computational Mathematics and Modeling 2026.

СТАТИСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ FeMnSi

Черняева Е.В.¹, Волков А.Е.¹, Казаринов Н.А.², Волкова Н.А.³

¹ Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия

² Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский Государственный Технологический Институт (технический университет), Санкт-Петербург, Россия

Email: e.chernyaeva@spbu.ru

Рассмотрены статистические характеристики сигналов акустической эмиссии (АЭ), при индентировании образцов из Fe–18%Mn–2%Si–2%V–0,4%C (масс.%) до и после циклического нагружения от напряжения $\sigma = 0$ до максимального напряжения σ_{\max}

= 800 МПа с частотой 30 – 50 Гц. В результате испытаний образцы разрушались после 20 – 22 тысяч циклов. Для сигналов АЭ, полученных на контрольных и разрушенных образцах, вычисляли следующие статистические характеристики: суммарные вариации, длительности участков монотонности, распределения по величине скачков и показатель Хёрста. После применения оконного преобразования Фурье рассматривали спектральную плотность мощности, медианную частоту, фрактальную информационную размерность спектральной плотности мощности. Для оценки схожести сигналов использовали различающую энтропию Реньи, на основании которой из всех сигналов выделяли наиболее представительную группу, в которую входило подавляющее большинство сигналов. Для сравнения сигналов, полученных на испытанных и контрольных образцах, отмечали положения различных сигналов основной группы на плоскостях с координатами размерность спектра – вариация сигнала, энергия – размерность спектра, энергия – медианная частота. Пример такого построения показан на рис.1.

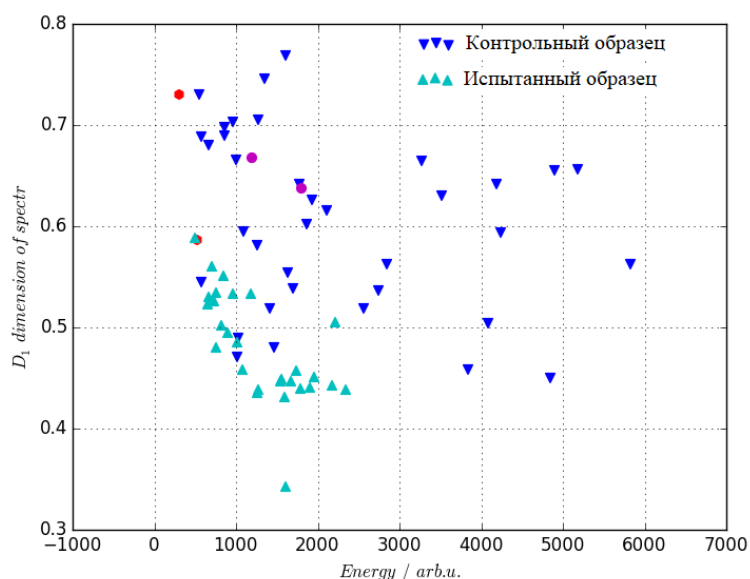


Рисунок 1. Диаграмма распределения сигналов на плоскости с координатами "Энергия – Фрактальная размерность спектра"

Проведенные исследования показали, что наиболее информативными характеристиками сигналов АЭ являются суммарная вариация сигнала, энергия, медианная частота спектра и фрактальная размерность спектра. Для показателя Хёрста не удалось установить закономерность его изменения после циклического нагружения образцов. Сравнение этих характеристик, полученных на испытанных и контрольных образцах, показало, что в результате испытаний происходит снижение энергии, суммарной вариации сигналов, фрактальной размерности и медианной частоты спектров.

Работа выполнена при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета (проект 116636233).

ОПТОАКУСТИЧЕСКИЙ СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ПОВРЕЖДАЕМОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Б.А. Зимин, Ю.В. Судьенков, С.А. Чертищева

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, 199034, г. Санкт-Петербург, Университетская наб. д. 7-9

Email: y.sudenkov@yandex.ru

Представлен метод спектрального анализа коротких ультразвуковых импульсов (продольных и поперечных волн) при лазерном возбуждении для исследования процесса возникновения повреждаемости (мезомасштаба) в конструкционных материалах при квазистатическом растяжении [1]. Генерация акустических импульсов осуществлялась с частотой 1 Гц при одновременной регистрации процесса тепловыделения образцов. Схема экспериментальной установки представлена на Рис. 1.

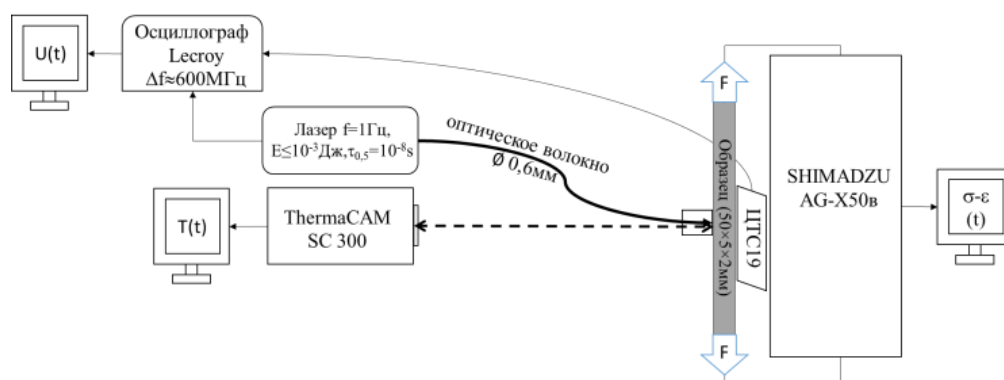


Рисунок 1. Схема экспериментальной установки.

Доставка лазерного излучения с длительностью $\tau_{0,5} = 10^{-8}$ с и энергией $E \leq 10^{-3}$ Дж осуществлялась с помощью оптического волокна диаметром 0,6 мм. Регистрация импульсов продольных и поперечных волн осуществлялась одним пьезокерамическим датчиком (ЦТС19 толщиной 3 мм, который вырезался под углом $\sim 45^\circ$ к направлению поляризации), подключенному к осциллографу Лесрой с $\Delta f \approx 600$ МГц. Квазистатическое растяжение стандартных плоских образцов с размерами рабочей части $50 \times 5 \times 2$ мм проводилось на испытательной машине SHIMADZU AG-X50B при комнатной температуре со скоростями деформирования 5 мм/мин и 20 мм/мин. Изменение температуры образцов контролировалось по инфракрасному излучению тепловизионной камерой ThermoCAM SC 300 с частотой 50 Гц. Результаты экспериментальных исследований меди М1 и углепластика приведены на Рис. 2.

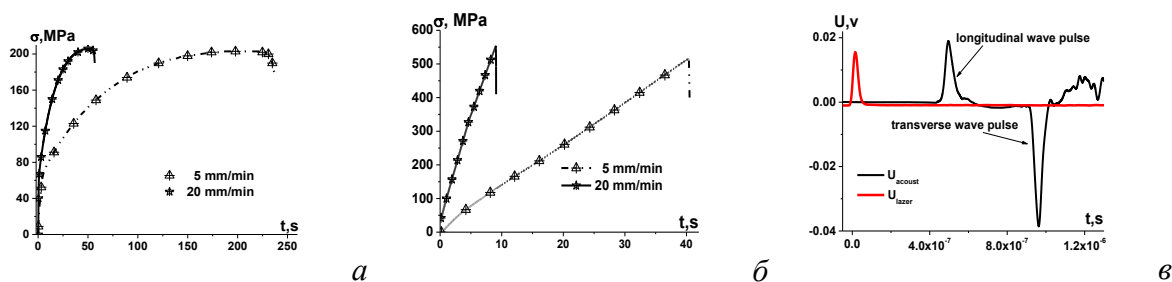


Рисунок 2. Зависимости σ - ε от t при одноосном растяжении со скоростями деформирования 5 и 20 мм/мин: образцы меди М1 – а, образцы углепластика – б. Типичные осциллограммы лазерного импульса и акустического сигнала с пьезодатчика при испытании образца меди М1 – в.

Вводятся параметры поврежденности Ψ_l – для продольных и Ψ_t – поперечных волн [2], рассчитанные как разница спектральной плотности мощности при нагрузке и без нее. Анализ данных параметров подтверждает чувствительность метода к разным скоростям деформирования и типам материалов, а также наблюдается неравномерное развитие процессов повреждаемости (Ψ_l , Ψ_t) для всех испытанных образцов. Процесс повреждаемости образцов меди М1 и углепластика представлены на Рис. 3.

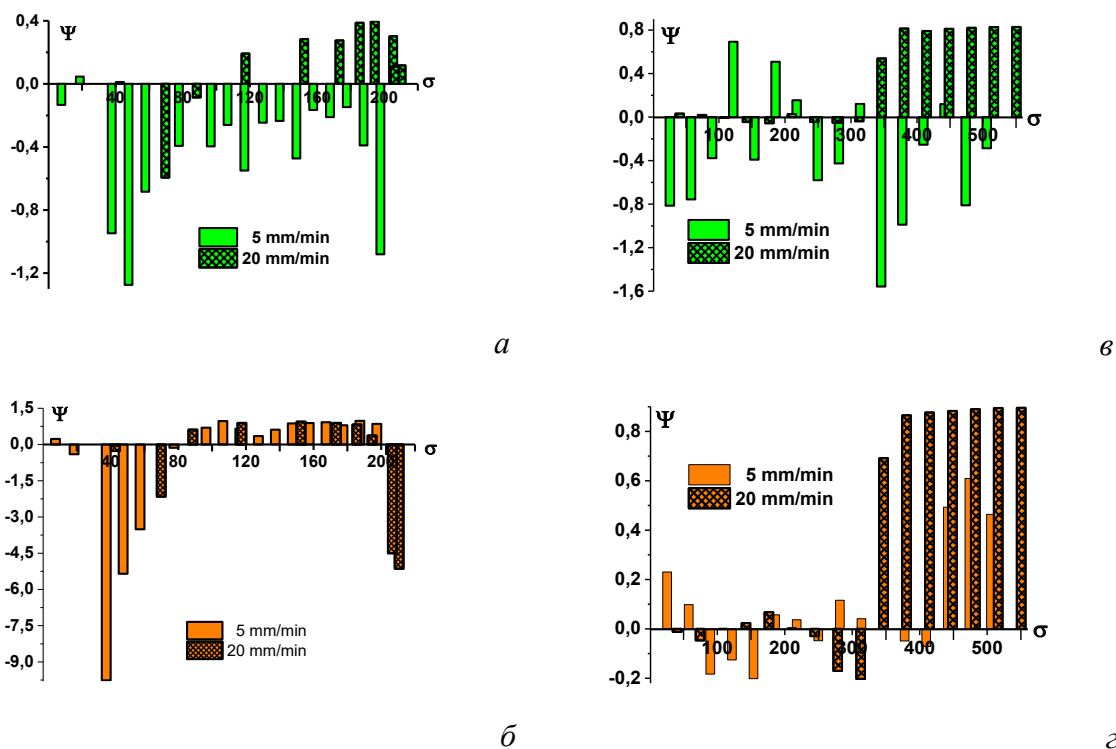


Рисунок 3. Процесс повреждаемости при одноосном растяжении со скоростями деформирования 5 и 20 мм/мин: образцы меди М1 (а – продольные, б – поперечные волны), образцы углепластика (в – продольные, г – поперечные волны).

Представленный метод диагностики напряженно-деформированного состояния образцов металлов и композитов является перспективным методом оценки текущего состояния конструкционных материалов. Дальнейшее улучшение методики будет направлено на повышение точности измерений, автоматизацию обработки данных и расширение базы исследуемых материалов. Следует отметить, что представленная методика позволяет исследовать не только накопление поврежденности материалов, но и при контроле тепловыделения дает информацию об изменении энергетического баланса в процессе растяжения [3].

Список литературы

1. Ю.В. Судьенков, Физика твердого тела, 2024, 66, с. 310–315.
2. А.В. Каштанов, И.В. Петров, Журнал технической физики, 2006, 76, с. 72-75.
3. Б.А. Зимин, Ю.В. Судьенков, С.А. Чертищева, Физика твердого тела, 2026, 68, с. 233-237

МАГНИТНАЯ СТРУКТУРОСКОПИЯ КАК СПОСОБ ОЦЕНКИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ $\text{CoCrFeNiAl}(x)$

Е.А. Путилова, К.Д. Малыгина

ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Email: tuevaevgenya@mail.ru

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) системы $\text{CoCrFeNiAl}(x)$ представляют собой перспективный класс материалов, благодаря сочетанию высокой прочности, термической стабильности и коррозионной стойкости. Особенность сплавов этой системы заключается в том, что, изменяя содержание алюминия, можно управлять морфологией структурных составляющих и фазовым составом сплава. В данной работе исследовано влияние термической обработки и пластической деформации прокаткой со степенью обжатия 10% и 20% на магнитные свойства многокомпонентных сплавов системы $\text{CoCrFeNiAl}(x)$ ($x = 0,8; 1,0$). Показано, что гомогенизация при температуре 1000°C приводит к незначительному снижению магнитных свойств и микротвердости. Уменьшение H_c является следствием релаксации внутренних напряжений, которая приводит к уменьшению магнитоупругой энергии, способствующей закреплению доменных стенок. Уменьшение намагниченности насыщения, предполагается, связано с перераспределением локального химического состава, при котором ранее существовавшие локальные области, обогащенные алюминием и никелем и обладавшие повышенным магнитным моментом, снижаются в количестве и объеме после гомогенизации. Это приводит к уменьшению среднего магнитного момента на атом и общей намагниченности насыщения. При дальнейшей пластической деформации прокаткой намагниченность насыщения сплавов существенным образом не изменяется при варьировании степени деформации, что свидетельствует о стабильности фазового состава материала. Для сплава $\text{CoCrFeNiAl}_{0,8}$ после пластической деформации прокаткой со степенью обжатия $\varepsilon=10\%$ и $\varepsilon=20\%$ наблюдается рост коэрцитивной силы на 33% и 48% соответственно по сравнению с исходным состоянием после отжига. Для сплава CoCrFeNiAl_1 пластическая деформация прокаткой приводит к значительному росту коэрцитивной силы на 111% при $\varepsilon=10\%$ и на 223% при $\varepsilon=20\%$ по сравнению с исходным состоянием после отжига. При деформации происходит измельчение зерна, то есть увеличение доли межзеренных границ, являющихся препятствием на пути движения дислокаций в сплаве. Дислокации скапливаются на границах зерен, упрочняя сплав. В то же время границы зерен являются препятствиями для смещающихся доменных границ. Таким образом, уменьшение размеров зерна (увеличение протяженности границ) и увеличение плотности дислокаций сопровождается возрастанием величины коэрцитивной силы, а также значений микротвердости.

Разница в интенсивности изменения коэрцитивной силы для сплавов $\text{CoCrFeNiAl}_{0,8}$ и CoCrFeNiAl_1 объясняется различным количеством ферромагнитной ОЦК фазы в сплавах. Сплав эквиатомного состава содержит в два раза больше магнитной ОЦК фазы по сравнению с составом с меньшим содержанием алюминия.

Установлена прямая взаимосвязь количества ОЦК-фазы с намагниченностью в максимальном приложенном поле, а также степени деформации прокаткой, микротвердостью и коэрцитивной силой. Показана принципиальная возможность использования магнитных параметров (коэрцитивной силы и намагниченности в максимальном приложенном поле) в качестве информативных для разработки

рекомендаций по применению методов магнитного неразрушающего контроля многокомпонентных сплавов системы CoCrFeNiAl(x).

Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда № 25–29–00345. При выполнении работы было использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» при ИМАШ УрО РАН.

**ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННЕГО ПРЕОБРАЗОВАНИЯ
МЕТАМАТЕРИАЛА НА ЕГО СВОЙСТВА**

Л.Р. Ахметшин

Томский государственный университет

E-mail: Akhmetshin.lr@gmail.com

Метаматериалы – это конструкции с определенной геометрической структурой, элементы которой состоят из обычного материала, который называют базовым. Базовый материал метаматериала может быть любым, к примеру, пластик, металл, дерево и др., в зависимости от метода производства и условий эксплуатации. Метаматериалы были созданы для реализации необычных свойств, чаще всего недостижимых в природных материалах. К таким свойствам относятся отрицательный коэффициент Пуассона (ауксетики) [1, 2], способность скручиваться при силовом нагружении [3–5], переменная жесткость [6, 7], и программируемость [8, 9]. В последние годы быстрый прогресс в аддитивном производстве и других методах пространственной обработки трехмерных объектов внес значительный вклад в совершенствование и в области механических метаматериалов. Следовательно, область исследования метаматериалов расширяется, а научные работы становятся все более глубокими, демонстрируя огромный потенциал их применения.

С тех пор, как концепция хиральных ауксетиков была предложена Войцеховским [10] и позже исследована Лейксом [11], исследовательский интерес к этим материалам постоянно растет. Хиральность — это свойство предмета не накладываться на свое зеркальное отражение. Хиральные метаматериалы привлекают большой интерес благодаря своему уникальному механизму деформации, который сочетает локальное вращение узлов и изгиб связей с объемной деформацией. Существует большое число хиральных метаматериалов. Не из каждого метаматериала можно изготовить призматический образец с ровными гранями. Тетрахиральные структуры (рис. 1а) позволяют это, поскольку состоят из ячеек кубической формы (рис. 1б), затем из таких ячеек строится образец из метаматериала (рис. 1в). Конечные образцы представляют собой строго периодические структуры. Исследования влияния топологических дефектов (преобразований) на механическое поведение трехмерных образцов из метаматериала остаются лишь в начальной стадии. Предшествующие работы авторов позволяют считать топологические преобразования благоприятным инструментом для достижения требуемых свойств метаматериалов.

Определение напряженно-деформированного состояния трехмерных образцов в процессе одноосного нагружения проводили методами численного моделирования. Математическая модель для решения поставленной задачи представлена системой дифференциальных уравнений механики сплошной среды. Система включает уравнения равновесия, соотношения Коши для определения деформаций через перемещения и определяющие соотношения (закон Гука).

Рассматривая трехмерные образцы механического метаматериала, будем учитывать все особенности их структуры. Каркас метаматериала строится из базового материала, который является изотропным и физико-механические свойства которого принимали следующие значения: $E = 2,6$ ГПа – модуль Юнга и $\nu = 0,4$ – коэффициент

Пуассона. Данные значения применялись в математической модели. Свойства метаматериалов в большей степени зависят не от значений упругих модулей, а от геометрии макроструктуры метаматериала.

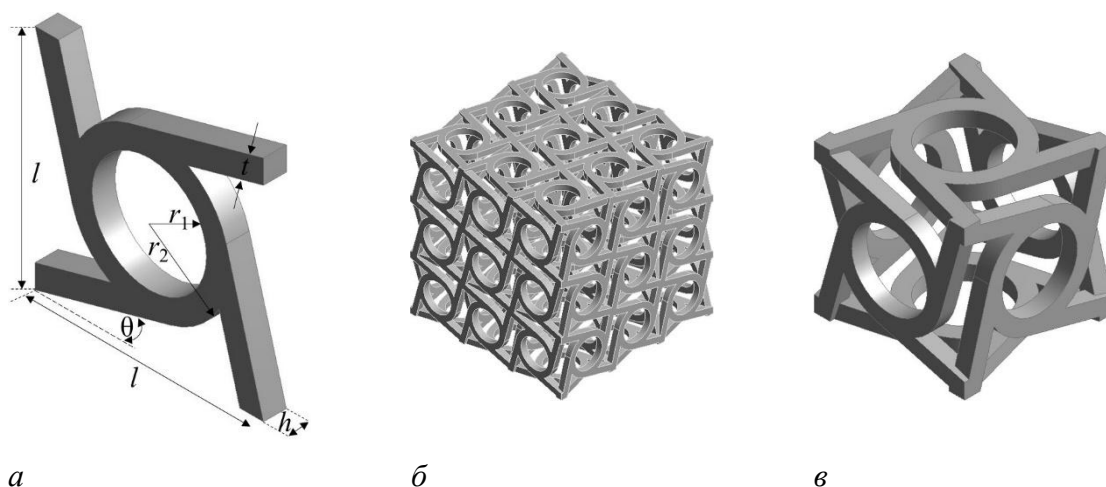


Рисунок 1. Построение образца из метаматериала: а) тетрахиральная структура, б) образец из метаматериала, в) элементарная ячейка.

Считается, что ось Y направлена вверх, а плоскость XOZ является горизонтальной. На верхней грани образца задается смещение в направлении, противоположном направлению оси Y , что соответствует сжатию образца. Снизу образца задано ограничение перемещений по трем осям. На остальных гранях образца (и гранях элементов структуры метаматериала) заданы свободные граничные условия.

Механический тетрахиальный метаматериал отличается тем, что обладает эффектом «напряжение – скручивание». В рассматриваемых случаях зафиксировано изменение этого свойства в зависимости от топологических преобразований. В результате проведенных исследований было замечено, что кривые максимальных и минимальных значений отклонений вершин верхней грани при сжатии образцов похожи. При топологических преобразованиях стенок метаматериала вдоль оси Y замечено, что графики минимальных и максимальных значений симметричны относительно оси абсцисс. Это замечено для обеих осей – OX и OZ . Это обусловлено конструктивной особенностью хиральных структур, так как изменение хиральности не влияет на нарушение симметричного вращения верхней грани образца. Вероятно, это может повлиять на поперечное сечение образца в той области, в которой происходит топологическое преобразование, то есть направления хиральности стенки метаматериала. Для симметрично высоких значений необходимо внедрять топологические дефекты вдоль оси Y . Мы предлагаем внедрять топологические дефекты не только для достижения определенных значений эффекта «напряжение – скручивание», но и для увеличения или снижения жесткости образца. Силовая реакция напрямую связана с эффектом вращения образца. Если значение вращения высокое, то силовая реакция будет ниже. Справедливо и обратное, что объясняется разнонаправленным вращением контактирующих стенок. Основная несущая способность метаматериала обеспечивается вертикальными стенками, направленными параллельно оси нагружения.

Исследование выполнено при поддержке Программы развития Томского государственного университета («Приоритет-2030»).

Список литературы

1. R. Lakes, Science, **235**(4792), 1038-1040 (1987).
2. J. Wang, X. Luo, K. Wang, S. Yao, Y. Peng, Composite Structures, **298**, 115999 (2022).
3. T. Li, Y. Li, Composites Part B: Engineering, **270**, 111141 (2024).
4. H. Ou, L. Hu, Y. Wang, C. Liu, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **186**, 105594 (2024).
5. T. Frenzel, M. Kadic, M. Wegener, Science, **358**(6366), 1072-1074 (2017).
6. H. Wu, R. Zhong, W. Chen, M. Fu, Materials Today Communications, **34**, 105385 (2023).
7. X.-L. Peng, S. Bargmann, Composite Structures, **278**, 114708 (2021).
8. X. Fang, J. Wen, L. Cheng, D. Yu, H. Zhang, P. Gumbsch, Nature Materials, **21**(8) 869-876 (2022).
9. L.R. Akhmetshin, I.Yu. Smolin, Nanoscience and Technology: An International Journal, **14**(3), 63-71 (2023).
10. K.W. Wojciechowski, Physics Letters A, **137**(1-2), 60-64 (1989).
11. R. Lakes, Journal of Materials Science, **26**(9), 2287-2292 (1991).

МЕТОДОЛОГИЯ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕРМОУСТАЛОСТИ В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ОБОРУДОВАНИЯ РУ

**Д.Е. Бесчеров, А.В. Будников, М.Н. Ереев, В.В. Лебедев,
А.С. Марков, В.А. Панов**

АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия

E-mail: bescherov@okbm.nnov.ru

Теплообменное оборудование современных реакторных установок (РУ) функционирует в условиях интенсивных термоциклических воздействий, обусловленных высокочастотными термопульсациями при эксплуатации, которые приводят к реализации различных механизмов термоусталости. При длительном воздействии температурных пульсаций в конструкционном материале оборудования возникают повреждения в виде термоусталостных трещин, которые в процессе своего дальнейшего развития могут привести к потере не только его работоспособности, но и нарушению безопасности. Таким образом, задача повышения точности расчета кинетики накопления усталостных повреждений в конструкционных материалах при воздействии температурных пульсаций является весьма актуальной.

В АО «ОКБМ Африкантов» разработана методология численного эксперимента, позволяющая проводить оценку влияния интенсивных термоциклических нагрузок на ресурсные характеристики оборудования РУ. Методология основана на подходе, при котором численными методами с применением суперЭВМ решается так называемая «связанная» задача: «теплогидравлика – теплопроводность – напряженно-деформирование состояние (НДС) – поврежденность».

Для оборудования, работающего в условиях случайных термопульсаций, которые приводят к воздействию стохастического термоциклического нагружения, потребовалось дальнейшее совершенствование и развитие указанной методологии.

С целью решения поставленной задачи АО «ОКБМ Африкантов» проводит экспериментальные исследования на специально сконструированном в НГТУ им. Р.Е. Алексеева стенде для моделирования термоциклического нагружения экспериментальных моделей случайными температурными пульсациями. Уникальные

конструктивные решения данного стенда прорабатывались для достижения не только возможности смоделировать сложный процесс возникновения стохастических термопульсаций в стенке испытываемых образцов, но и возможности достоверных измерений экспериментальных данных по нагруженности температурным полем.

В результате проведенных экспериментальных исследований получены:

- данные о температуре теплоносителя в зоне смешения его потоков;
- данные о напряженно-деформированном состоянии материала экспериментальных моделей при случайных термоциклических нагрузках, возникающих в зоне смешения потоков с различной температурой;
- данные об усталостной долговечности стали 12Х18Н10Т при воздействии случайных термоциклических нагрузок, обусловленных смешением теплоносителей с различной температурой.

Для сравнения результатов эксперимента с результатами расчета была создана 3D модель экспериментального образца. Проведены теплогидравлические расчеты 3D модели, а по их результатам – расчеты НДС в условно-упругой и упругопластической постановках. Полученные результаты расчета верифицированы путем сравнительного анализа их с экспериментальными данными.

По результатам расчетов НДС проведена оценка долговечности экспериментального образца при воздействии стохастических температурных пульсаций с помощью разработанных в АО «ОКБМ Африкантов» программных средств.

Учитывая результаты расчетов и контроля кинетики накопления усталостных повреждений в материале экспериментальных моделей, были проведены их металлографические исследования, которые подтвердили достоверность результатов оценки долговечности, полученные по методологии численного моделирования термоусталости в конструкционных материалах оборудования РУ.

ЧИСЛЕННАЯ ГОМОГЕНИЗАЦИЯ ЗОН ОРТОГОНАЛЬНОЙ ПРОШИВКИ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ: ОТ МЕЗО- К МАКРОМОДЕЛИРОВАНИЮ В LS-DYNA

А.Л. Медведский¹, М.И. Мартиросов², А.В. Хомченко³, В.Е. Бутысин¹

¹ Центральный аэрогидродинамический институт им. Н. Е. Жуковского

² Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)

³ ООО «АУРУС-АЭРО»

Email: khomchenkoanton@yandex.ru

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) широко применяются в авиастроении благодаря высоким удельным показателям прочности и жёсткости. Однако низкая межслойная прочность и чувствительность к ударным воздействиям ограничивают их использование. Один из эффективных методов повышения ударостойкости – ортогональная прошивка («stitching»), которая создаёт дополнительные связи между слоями, препятствуя расслоению [1-2]. В работе [3] выполнено численно-экспериментальное сравнение пяти типов волокон (Toray T300, Dyneema SK75, Vectran T150, E-Glass, S-Glass) применительно к плоским и криволинейным панелям. Показано, что прошивка снижает площадь расслоения на 10–

30%, причём наилучшие результаты (снижение на 14% по сравнению с непрошитой панелью) даёт полиэтиленовое волокно Dyneema SK75.

Однако в упомянутых исследованиях прошивка моделировалась упрощённо – балочными элементами (BEAM), воспринимающими только растягивающие усилия по нелинейно-упругому закону зависимости осевой силы от перемещения, без учёта локального взаимодействия нити с матрицей и без переноса детальных микромеханических параметров на макроуровень. Такой подход не позволяет в полной мере использовать информацию о свойствах волокна (диаметр, прочность, модуль, адгезия) для предсказания поведения конструкции.

В настоящей работе предлагается методология многоуровневого (multi-scale) моделирования с использованием представительного элементарного объёма (RVE – Representative Volume Element). Цель – путём детального мезоскопического анализа зоны прошивки получить гомогенизированные эффективные параметры для макромоделей (модифицированные когезионные свойства слоёв, эффективную жёсткость, закон зависимости раскрытия трещины от усилия). Это позволит перенести физически обоснованные характеристики прошивки в расчёты конструкций с помощью программного комплекса LS-DYNA, сохраняя вычислительную эффективность.

Рассматривается фрагмент слоистого композита (32 слоя, укладка $[+45/90/-45/0/(0/+45/90/90/-45/0)]_2$), материал – T800SC/H6813), пересекаемый нитью ортогональной прошивки. Варьируются типы волокон с разными диаметрами, предельным усилием, модулем упругости и удельной массой. Плотность прошивки принимается равной 3×3 мм. Цель RVE-анализа – для каждого типа волокна построить детальную 3D-модель элементарной ячейки, включающей фрагмент ламината, нить прошивки и когезионные интерфейсы (нить-матрица, межслойные границы). В LS-DYNA создаётся 3D-модель ячейки размерами $\sim 2 \times 2 \times t$ (t – толщина ламината). Ламинат моделируется объёмными элементами (SOLID) с ортотропными упругими свойствами и критериями разрушения, нить прошивки – также объёмными элементами. Граничные условия – периодические на боковых гранях, имитирующие бесконечную решётку прошивок. На верхней и нижней гранях задаются смещения, соответствующие режимам нагружения (отрыв, сдвиг).

Проводятся три типа виртуальных испытаний:

– Вытягивание нити (pull-out): конец нити смещается вертикально, фиксируется сила сопротивления. Результат – кривая $F(\delta)$ с пиком (начало декогезии) и плато (трение).

– Mode I (нормальный отрыв): раскрытие межслойной трещины, пересекаемой нитью.

– Mode II (плоский сдвиг): сдвиг слоёв.

По результатам виртуальных испытаний определяются эффективные параметры для макромоделей:

– Модифицированная критическая энергия разрушения $G_{IC_eff.}$, $G_{IIC_eff.}$.

– Закон моста (bridging law) – зависимость усилия в нити от раскрытия трещины.

– Поправочные коэффициенты к прочности и жёсткости слоёв в зоне прошивки.

Преимущества предлагаемой методики:

• **Физическая обоснованность** – учёт реальной геометрии нити, адгезии, локального повреждения матрицы.

- **Переносимость** – полученные эффективные параметры могут быть использованы в любых макромоделях LS-DYNA.

- **Снижение вычислительных затрат** – после калибровки макромоделю работает на порядки быстрее детальной RVE, что позволяет проводить расчёты крупных панелей из ПКМ с неоднородной плотностью прошивки.

- **Параметрические исследования** – можно варьировать диаметр, удельную массу прошивки, тип волокна без повторных дорогостоящих экспериментов.

Предложенный подход с использованием RVE-анализа обеспечивает баланс между точностью описания физики разрушения и вычислительной эффективностью, необходимой для расчёта реальных композитных конструкций с ортогональной прошивкой.

Список литературы

1. Tan K.T., Watanabe N., Iwahori Y. Impact damage resistance, response, and mechanisms of laminated composites reinforced by through-thickness stitching // International Journal of Damage Mechanics. 2012, vol. 21, p. 51–80.
2. Платонов А.А. Полимерные композиционные материалы на основе прошитого наполнителя с повышенной ударостойкостью // Авиационные материалы и технологии. 2014, № 4, с. 43–46.
3. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В., Бутысин В.Е. Ударостойкость композитных пластины и панели при ортогональном армировании различными типами волокон // Вестник Московского авиационного института. – (в печати / принята к публикации).
4. Cartié D.D.R., Irving P.E. Effect of resin and fibre properties on impact and compression after impact performance of CFRP // Composites Part A. 2002, vol. 33, p. 483–493.
5. Mohamed G., Allegri G., Yasae M., Hallett S.R. Cohesive element formulation for z-pin delamination bridging in fibre reinforced laminates // International Journal of Solids and Structures. 2017. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2017.05.037.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ТРУБНЫХ РЕШЁТОК НА ОСНОВЕ АВТОМАТИЗАЦИИ И ПРИМЕНЕНИИ СПЕЦИАЛЬНЫХ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ

И.Н. Зебзеев, А.М. Фивейский

ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого президента России Б.Н. Ельцина»

Email: i.n.zebzeev@urfu.ru

Качество изготовления жаротрубных котлов в значительной степени определяется надёжностью сварных соединений «труба–трубная доска». Тысячи таких швов, выполняемые традиционно вручную, часто характеризуются нестабильностью геометрии и наличием дефектов (подрезы, наплывы, непровары), что обусловлено влиянием человеческого фактора – усталостью сварщика, неизбежным разбросом параметров, зависимостью от квалификации. Целью настоящей работы является повышение эффективности сварки за счёт автоматизации и применения современных сварочных процессов.

Конструкция жаротрубного котла включает два типа соединений. На передней трубной доске трубы привариваются заподлицо, что требует глубокого проплавления массивной детали (толщиной до 16 мм). На задней доске, где трубы имеют вылет, сварка технически проще, однако при ручном исполнении сварщик вынужден работать в неудобной позе, что ведёт к быстрой усталости и нарушению стабильности шва.

Для автоматизации процесса разработана установка орбитальной сварки «Фаворит ХЗ» (Рис. 1).



Рисунок 1. Установка орбитальной сварки «Фаворит ХЗ»

Установка оснащена специальной сварочной горелкой со стандартным евразъёмом, что позволяет подключать её к любому современному сварочному полуавтомату. Цанговый зажим обеспечивает надёжную фиксацию внутри трубы без её деформации. Механический прижим шатунного типа гарантирует постоянство вылета горелки при переходе от трубы к трубе. Система слайдеров и кронштейнов позволяет настраивать положение горелки для стыковых (заподлицо) и угловых (с вылетом) соединений. Приводная часть выполнена на станках с ЧПУ, имеет безлюфтовый подшипниковый узел и прямозубую передачу, что исключает рывки. Программное обеспечение собственной разработки обеспечивает автоматический возврат горелки в исходное положение и напоминания о регламентном обслуживании. Управление осуществляется через сенсорный экран и физические антивандальные кнопки, все элементы установки вблизи горения сварочной дуги покрыты защитным составом [1].

Внедрение установки на производстве для сварки труб с вылетом подтвердило её эффективность: время одного соединения сократилось с 60–70 до 30 с, разброс



Рисунок 2. Макрошлиф сварного соединения (короткая дуга)

параметров шва уменьшился в 3–5 раз, а брак снизился с 6–8 % до менее 0,5 %. Однако для сварки заподлицо без фрезеровки необходим другой технологический подход. На Рис. 2 представлен фрагмент макрошлифа соединения, выполненного в режиме короткой

дуги: проплавление корня присутствует, но его глубина (около 2 мм) недостаточна для надёжного сплавления с массивной доской.

Сравнительные испытания, проведённые на образцах (труба $\text{Ø}57 \times 3,5$ мм, сталь 20; пластина толщиной 10 мм, Ст3 без разделки; проволока Св-08Г2С $\text{Ø}1,0$ мм; защитный газ $\text{Ar} + \text{CO}_2$), позволили оценить три режима сварки (Табл. 1). Короткая дуга даёт множество брызг и подрезы, импульсный режим, несмотря на хороший внешний вид, приводит к недопустимым напльвам внутрь трубы, а его корректировка ведёт к потере проплавления. Только режим «глубокого проплавления» (сжатая дуга) обеспечил полное отсутствие дефектов и минимальное время сварки.

Таблица 1. Результаты сравнительных испытаний

Режим сварки MIG/MAG	Наблюдаемые дефекты			
	Брызги	Подрезы	Напльвы (внутри)	Время, сек
короткая дуга	много	есть (30%)	нет	32
импульсный	нет	нет	есть (все)	35
«глубокое проплавление»	минимальны	нет	нет	27

Таким образом, комплект разработанной установки «Фаворит Х3» со специальным режимом сварки «глубокое проплавление» (Рис. 1) успешно решает задачу качественной сварки труб с вылетом, обеспечивая двукратный рост производительности по сравнению с ручной сваркой. Для сварки заподлицо без разделки кромок наилучшим является режим глубокого проплавления, в то время как короткая дуга и импульсный режим (см. Рис. 2 и Табл. 1) не гарантируют требуемого качества.

Список литературы

1. Установка орбитальной сварки труб в трубные доски «Фаворит Х3». Руководство пользователя. Екатеринбург: ООО «Икс Три Инжиниринг». 2024. 45 с.

ДЕМПФЕРНЫЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАМАТЕРИАЛОВ

Н.В. Казанцева, Н.А. Сахаров, М.А. Ильиных

Институт физики металлов УрО РАН им. М. Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

Email: Kazantseva-11@mail.ru

Наиболее перспективным направлением в 3D печати является возможность получение цифровых изделий сложной формы или материалов с особой внутренней архитектурой, которые не могут быть получены обычными способами производства. К таким материалам можно отнести конструкционные метаматериалы, обладающие необычными механическими свойствами: нулевой кривизной поверхности, отрицательным коэффициентом Пуассона, высокой энергией поглощения удара. Использование конструкционных метаматериалов имеет большие перспективы для создания деталей конструкций в различных отраслях промышленности, в том числе и

для деталей беспилотных систем. Разработка новых материалов связана с вопросами прочности, низкого веса, экологичности.

В докладе проведено сравнительное исследование демпферных свойств конструкционных ячеистых метаматериалов (ТПМС и ауксетиков). Для создания моделей с различным размером ячеек было использован программный пакет SOLIDWORKS. Процесс моделирования был выполнен с использованием программного обеспечения ANSYS для конечно-элементного анализа. Моделирование сжатием проводилось с использованием модулей «Механика твердого тела» и «Стационарное моделирование», когда нагрузка, деформация и напряжение не изменялись во времени. Выявлены критические места ячеистых метаматериалов различных типов. Обнаружено влияние размера ячеек и типа внутренней архитектуры образца на его поведение в процессе деформации, а также на поглощение механической энергии в ячеистых структурах.

Работа выполнена по проекту РНФ 25-29-01357.

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

К.А. Лонин, М.Н. Ереев, А.В. Козин, С.А. Соловьев, В.Л. Патрушев

АО «ОКБМ Африкантов», г. Н. Новгород

Email: lonin_ka@okbm.nnov.ru

При проектировании и обосновании прочности оборудования реакторных установок (РУ), подвергающегося высокотемпературному воздействию, требуется получение данных о длительных физико-механических свойствах конструкционных материалов на установленный срок службы, которые в большинстве случаев отсутствуют. Для этого необходимо исследовать материалы основных элементов конструкции работающих при температурах, вызывающих проявление температурной ползучести.

Проведение натурных испытаний для этих целей нецелесообразно вследствие их высокой стоимости, значительной продолжительности и возможной опасности разрушения исследуемых элементов оборудования. Поэтому для решения данной задачи используются различные параметрические методы численной экстраполяции, основанные на математических моделях деформирования материалов, построенных по экспериментальным данным. Экспериментальные исследования процессов ползучести в АО «ОКБМ Африкантов» проводятся на испытательной машине INSTRON 8862.

При проведении численной экстраполяции используются параметрические методы, основанные на уравнениях Ларсона-Миллера (формула 1), Дорна, Шестерикова-Аршакуни и др. [1, 2]. Выбор метода зависит от экспериментально установленных типов механизмов накопления повреждений в конструкционных материалах при ползучести.

$$P = T \cdot (C + \ln t_f) \quad (1)$$

На основании проведенных расчетов определяются прогнозные значения длительных физико-механических характеристик материала на назначенный ресурс работы. Проверка адекватности выбранных методов и экспериментально определенных параметров аппроксимационных зависимостей проводится путем сравнения расчетной и

имеющейся экспериментальной информации, полученной путем преобразования экспериментальных кривых зависимости времени до разрушения от напряжения одноосного растяжения при некоторых базовых температурах к единой приведенной кривой длительной прочности.

С использованием разработанных трехмерных конечно-элементных моделей и математических моделей деформирования (например, модель ползучести Нортона (формула 2)), учитывающих термомеханическое нагружение, выполняется численное моделирование напряженно-деформированного состояния конструкции.

$$\dot{\varepsilon} = C_1 \sigma^{C_2} e^{-C_3/T}. \quad (2)$$

Использованные методы и технологии позволяют корректно проводить расчеты на прочность оборудования РУ, подвергающегося высокотемпературному воздействию.

Список литературы

1 Сапунов В.Т. Прогнозирование ползучести и длительной прочности жаропрочных сталей и сплавов ЯЭУ. Учебное пособие. М.: НИЯУ МИФИ, 2015.-136 с.

2 Шестериков С.А., Аршакуни А.Л., Чердеева Л.В. Метод температурно-силового прогнозирования длительной прочности металлов // Проблемы прочности. – 1989. – №9. – С.6-9.

ПОВЫШЕНИЕ ОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ ПО СЕЧЕНИЮ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ЗА СЧЕТ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССАМИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ АУСТЕНИТА ВО ВРЕМЯ ЧЕРНОВОЙ СТАДИИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Н.С. Новоскольцев, О.В. Сыч, Э.А. Ушанова

НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»

Email: npk3@crism.ru

Для листового проката толщиной 60-100 мм актуальна разработка прецизионных режимов прокатки, обеспечивающих формирование по сечению деформируемой заготовки наиболее однородной структуры на высокотемпературной (черновой) стадии прокатки, полностью проходящей в аустенитной области, что позволит на дальнейших этапах передела сохранить ее оптимальную конфигурацию и обеспечить однородность механических свойств по сечению готового проката. Сложность данной задачи заключается в том, что черновая стадия проводится в условиях наибольшей неравномерности температурно-деформационных параметров по сечению сляба [1-3] и ограничений по их варьированию из-за необходимости соблюдения режимов последующих чистовой стадии и охлаждения, что создает условия для неравномерного по сечению протекания процессов динамической (ДР) и статической рекристаллизации (СР) и роста зерна. При этом, разрабатываемые режимы должны одновременно учитывать возможность использования различных комбинаций микролегирования судостроительных сталей, оказывающих значительное влияние на протекание процессов структурообразования в γ -фазе [4, 5].

Целью работы является повышение однородности ферритно-бейнитной, бейнитной и бейнитно-мартенситной структуры за счет управления процессами структурообразования в γ -фазе и α -фазе при производстве толстолистового проката из судостроительных марок стали.

Для исследования были выбраны марки стали для судостроения с уровнем прочности от 315 до 960 МПа по ГОСТ Р 52927 марганцовистой, марганцевоникелиевой и хромоникельмолибденовой композиций легирования с варьированием применяемого микролегирования ниобием, ванадием и титаном отдельно или в комбинации при значениях углеродного эквивалента СЕТ в диапазоне 0,13 - 0,37 % массовой доли.

Для оценки возможности управления процессами рекристаллизации в выбранных сталях во время и после деформации на черновой стадии горячей прокатки были выполнены эксперименты при однократной деформации сжатием. Исследование ДР было выполнено методом однократного изотермического сжатия при истинной деформации $\epsilon_{ист} = 1$. Температура деформации T_d составляла 1000-1150 °С. В результате исследования по характерному пику напряжений на диаграмме напряжение-деформация определялось значение пороговой деформации ϵ_p , необходимой для начала ДР. Исследование СР было выполнено методом релаксации напряжений, температура деформации T_d варьировалась от 900 до 1150 °С с шагом 50 °С. Единичная относительная деформация ϵ_d варьировалась в зависимости от класса стали от 10 до 30 %. В результате исследования определялись время полного завершения τ_{sr} , нижний температурный порог T_{NR} и температура деформации T_{CR} , при которой или выше неё возможно управление СР на черновой стадии горячей прокатки.

После определения граничных условий протекания рекристаллизации было выполнено имитационное моделирование черновой стадии и промежуточного подстуживания. Были опробованы три сценария, имитирующие термомодеформационные режимы при горячей прокатке на различных уровнях по сечению прокатываемой заготовки, в наибольшей степени отличающихся по температуре и накопленной деформации: в $1/8$, $1/4$ и $1/2$ толщины прокатываемой заготовки при прокатке листового проката толщиной 100 мм из сляба толщиной 350 мм. По результатам имитационного моделирования была проведена оценка степени протекания СР во время горячей деформации на черновой стадии. С помощью метода двойного сжатия была проведена оценка доли статически рекристаллизованного материала, образованного между проходами X_{SRX} за время междеформационной паузы. С помощью метода релаксации напряжений была проведена оценка возможности и времени завершения СР во время промежуточного подстуживания после черновой стадии горячей прокатки. Дополнительно была проведена оценка возможности роста зерна аустенита по сечению сляба во время промежуточного подстуживания при температурах 900-1100 °С. Выбор оптимального режима черновой стадии горячей прокатки был выполнен на основе оценки формируемой структуры в испытанных образцах.

Исследование процессов рекристаллизации аустенита, имитационное моделирование многопроходной черновой стадии прокатки проводилось на многофункциональном пластометрическом комплексе «Gleeble 3800», позволяющем с большой точностью воспроизвести температурно-деформационные условия прокатки на реверсивном стане [6]. Исследование роста зерна аустенита выполнено на dilatометре DIL 805 методом термического травления в вакууме (ТТВ). Исследования структуры образцов выполнены на световом металлографическом микроскопе «Axiovert» 40 MAT и двулучевом сканирующем микроскопе «TESCAN LYRA3» с использованием метода дифракции обратно рассеянных электронов EBSD.

Выполненные исследования позволили определить температурно-деформационные условия формирования мелкозернистой аустенитной структуры на основании комплексных исследований рекристаллизационных процессов в γ -фазе. Была проведена оценка возможности использования различных вариантов микролегирования

низкоуглеродистых сталей для судостроения, позволяющих обеспечить в листовом прокате наиболее оптимальный комплекс механических свойств. Разработаны режимы высокотемпературной стадии прокатки, минимизирующие разнородность аустенитной структуры по всей толщине листового проката до 100 мм из судостроительных сталей широкого марочного сортамента.

Список литературы

1. Н.Г. Колбасников, Научно-технические ведомости СПбГПУ, 2013, 4, с. 183-192.
2. Степанов П.П., Мунтин А.В., Эфрон Л.И., Кудашов Д.В., Червонный А.В, М.: Металлургиздат, 2024.
3. Е.А. Голи-Оглу, Ю.А. Бокачев, Сталь, 2014, 9, с. 71-78.
4. E. Sobotka, J. Kreycsa, R. Kahlenberg, A. Jacob, E. Kozeschnik, E. Povoden-Karadeniz, Metals, 2023, 13, 884.
5. J. J. Jonas, I. Weiss, Metals Science, 1979, 13, p. 238-245.
6. А.С. Орыщенко, Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2017, 60 (№ 11), с. 919-923.

ВИБРАЦИОННЫЙ ВКЛАД В ФАЗОВУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ Ti₃Al: ОЦЕНКА МЕТОДАМИ DFT И MD С MLIP

М.В. Петрик¹, Д.О. Закирьянов², Е.О. Хазиева³

¹ Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

² Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³ Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Сплавы системы Ti–Al представляют значительный практический интерес для авиационно-космической отрасли благодаря пониженной плотности (3,9–4,7 г/см³) и высокой удельной прочности. Ключевую роль в описании фазовой стабильности играет вибрационный вклад в свободную энергию Гельмгольца, требующий явного учёта фононной подсистемы.

В работе проведена количественная оценка вибрационного вклада для Ti₃Al: рассматриваются упорядоченная структура D0₁₉ и конфигурационно-разупорядоченная SQS-ячейка (special quasi-random structure). В рамках DFT (VASP, PAW-PBE) с использованием пакета Phonopy методом конечных смещений рассчитаны фононные дисперсионные кривые, PhononDOS и вибрационная энтропия $S_{\text{vib}}(\text{D0}_{19})$ и $S_{\text{vib}}(\text{SQS})$. Полученные данные служат эталонной базой для анализа термодинамически значимых разностей ΔS_{vib} и $\Delta F_{\text{vib}}(T)$ между упорядоченным и разупорядоченным состояниями.

Исследована применимость машинно-обученных межатомных потенциалов (архитектура DeePMD) как альтернативы прямым DFT-расчётам для крупных SQS-сверхъячеек. Показано, что рассмотренные потенциалы воспроизводят общий частотный диапазон PhononDOS, однако положения характеристических особенностей спектра заметно отклоняются от DFT-результатов. В качестве основного критерия адекватности принята точность интегральных разностей ΔS_{vib} и $\Delta F_{\text{vib}}(T)$. Потенциалы верифицированы по независимым бенчмаркам: плотностям, энтальпиям смещения, вязкости, коэффициентам самодиффузии и радиальным функциям распределения. Полученные результаты формируют референсную базу для DeePMD-фононного формализма в конфигурационно-разупорядоченных системах Ti–Al.

АТОМИСТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ПОСТРОЕНИЯ КРАЕВЫХ И СМЕШАННЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В ОЦК-КРИСТАЛЛАХ С ЦЕЛЬЮ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ

Н.М. Савкина, К.Ю. Хромов

НИИЦ «Курчатовский институт»

Email: n.savckina@yandex.ru

В работе предложен полностью атомистический алгоритм построения краевых и смешанных дислокаций в ОЦК кристаллах. Дислокации построены для классической системы скольжения ОЦК кристаллов, в которой направление линии дислокации определяется как $\{1, 1, -2\}$, плоскость скольжения $(1, -1, 0)$, вектор Бюргерса краевой дислокации $[\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2}]$. Для оптимизации кристаллических структур, содержащих дислокации, использовались методы молекулярной динамики. Для иллюстрации работы алгоритма построены дислокации в Fe, а также в Fe12%Cr, с содержанием Cr, соответствующим спецификации стали ЭП823. Были получены краевые дислокации и два вида смешанных дислокаций, для каждого типа дислокаций определены углы между вектором Бюргерса и линиями дислокаций. Для всех типов дислокаций посчитаны барьер Пайерлса и скорость движения дислокаций. Для Fe также исследован эффект торможения движения дислокаций в связи с наличием в их ядре примесных атомов N, P, C, O.

Работа была выполнена с использованием оборудования центра коллективного пользования «Комплекс моделирования и обработки данных исследовательских установок мега-класса» НИИЦ «Курчатовский институт», <http://ckp.nrcki.ru/>

ЧИСЛЕННЫЕ МОДЕЛИ ФОРМИРОВАНИЯ ОСАДКОВ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

В.Д. Сарычев, Д.И. Долгов, В.М. Котов, В.Ю. Чинов, Е.В. Арышенский,
С.В. Коновалов

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Email: sarychev_vd@mail.ru

Интерес к моделированию осаждения значительно возрос в последние годы. Продолжаются исследования, направленные на разработку общих и зависящих от состава моделей старения сплавов для прогнозирования эволюции доли, размера, плотности, морфологии и уровня растворенного вещества в твердом растворе осадка. Подходы для визуализации осаждения представлены методами: кинетический Монте-Карло (КМК), фазового поля и численной (МФП) и моделью Кампмана–Вагнера (KWN).

Кинетический Монте-Карло является мощным вычислительным подходом, основанным на стохастическом моделировании дискретных событий в атомарных системах, что позволяет изучать процессы с большими временными масштабами, такие как диффузия, зарождение новой фазы и рост преципитатов. Он фокусируется на вероятностных переходах между состояниями системы, что делает его особенно эффективным для моделирования долговременной эволюции микроструктуры в системах Al – Sc с атомарным разрешением. КМК-моделирование, проведенная при 773 К (500°C) с номинальной концентрацией Sc 1%, успешно продемонстрировала атомарные процессы, приводящие к зарождению и росту преципитатов Al_3Sc .

Идентифицированные кластеры последовательно демонстрировали соотношение $Al:Sc$, указывающее на упорядоченную структуру $L1_2$, а их средние радиусы значительно превышали критический размер зарождения, что подтверждает их стабильность и рост. Использование искусственно высокой концентрации вакансий в сочетании с масштабированием времени оказалось эффективным для ускорения симуляции и захвата долгосрочных микроструктурных изменений.

Метод фазового поля, который позволяет учитывать форму, состав и эволюцию морфологии частиц в процессе фазовых переходов. В докладе рассмотрены результаты фазово-полевого моделирования выделения частиц Al_3Sc в сплаве $Al - Sc$ при $T = 350$ с использованием полу неявного спектрального метода Фурье для решения системы уравнений Канна-Хилларда и Аллана-Кана.

KWN может учитывать осаждение, включающее многомасштабные явления переноса, такие как одновременное зарождение, рост, укрупнение ансамбля осадков, осаждение в матрице с неравномерным профилем состава. Основной проблемой при внедрении любой модели KWN является выбор ширины ячейки и временного шага, которые обеспечат стабильное моделирование. Из-за дискретного характера размеров частиц и большого количества частиц, которые могут образовываться за короткий промежуток времени, алгоритм KWN подвержен нестабильности, если выбор ширины ячейки и кинетики системы приводит к слишком значительному или слишком малому изменению на любом временном шаге. Традиционно эта проблема решается путем оптимизации параметров модели в соответствии с экспериментальными данными. В наших предварительных расчетах результат зависел от ширины ячейки. Поэтому встал вопрос о сходимости разностного уравнения переноса с переменной скоростью. Теорема Лакса об эквивалентности устойчивости и сходимости в данном случае не применима. В докладе приводятся серии расчетов при разных значениях ширины ячейки и временного шага и экспериментально определяются диапазоны их изменения.

Второй важной проблемой для реализации KWN в много компонентных сплавах является корректное определение скорости роста сферической частицы радиусом r , осажденной в разбавленной бинарной системе, контролируемая диффузией. Скорость роста может быть задана по формуле, в которую входит равновесная молярная доля легирующего элемента на границе раздела сферической частицы со стороны матрицы ($x_I^\alpha(r)$). Эта величина определяется уравнением Гиббса–Томсона:

$$x_I^\alpha(r) = x^\alpha(\infty) \exp\left(\frac{2\gamma V^\beta}{RT r}\right) \quad (1)$$

где $x^\alpha(\infty)$ – равновесная концентрация растворенного вещества в матрице α на плоской границе раздела, γ - энергия на границе раздела, V^β - молярный объем частицы β , R - газовая постоянная, а T - термодинамическая температура. Большое число исследователей использовали этот подход, например в работе [1] была получена зависимость функции распределения от радиуса с двумя максимумами. Причина этого эффекта не анализировалась. В работе [2] приводятся расчеты с многими максимумами и объясняют это тем, что используется упрощенная формула (1). В этой работе используется более общее выражение эффекта Гиббса–Томсона, имеющее вид:

$$(1 - x^\beta) \ln\left(\frac{1 - x_I^\alpha(r)}{1 - x^\alpha(\infty)}\right) + x^\beta \ln\left(\frac{x_I^\alpha(r)}{x^\alpha(\infty)}\right) = \frac{2\gamma V^\beta}{RT r} \quad (2)$$

В работе [2] предлагается решать это уравнение численно, и тем самым усложнить вычислительный алгоритм. Мы предложили приближенное аналитическое решение (2)

с использованием функции Ламберта, которая определяется соотношением $W(y)e^{W(y)} = y$. Тогда приближённое решение для равновесной концентрации на поверхности частицы можно записать как:

$$x_I^\alpha = -\frac{1}{3}W_k(-Y) \quad (3)$$

Это позволяет выяснить причину появления немонотонной зависимости функции распределения. В модели KWN скорость роста частиц зависит от радиуса через равновесную концентрацию $x_I^\alpha(r)$ (3), которая из-за эффекта Гиббса–Томсона резко изменяется при малых r , вызывая сжатие или растяжение траекторий частиц в пространстве радиусов. Это приводит к локальному накоплению частиц в отдельных диапазонах радиусов и появлению дополнительных максимумов в функции распределения. Таким образом, немонотонность распределения обусловлена не особенностями численной схемы, а физической зависимостью скорости роста от радиуса через уточнённое выражение Гиббса–Томсона.

Из разработанных подходов построены алгоритмы термической обработки для выявления закономерностей формирования структурно-фазового состава и физико-механических свойств в системах Al-Cu-Mn-Mg, Al-Cu-Mn-Mg, Al-Cu-Mn-Mg-Sc с добавками Sc, Zr, Hf.

Благодарность: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00064, <https://ias.rscf.ru/user/doc/a.w.p.2024.92.legacy/188542>.

Список литературы

1. J.Z. Zhao, Q.L. Wang, H.L. Li, J. He, Metallurgical and Materials Transactions A 2011, 42, с. 3169–3178.
2. Q.L. Wang, H.R. Liu, Metallurgical and Materials Transactions A 2024, 55, с. 2070–2082.

ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ОРТОТРОПНЫХ ПЛАСТИН С ОТВЕРСТИЯМИ К ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

В.А. Вестяк¹, Е.И. Смагин², М.И. Мартиросов^{1,2}

¹ ФГБОУ ВО «МАИ (НИУ)», г. Москва, Россия

² ПАО «Яковлев», г. Москва, Россия

Email: smagin_ei@mail.ru

В настоящее время происходит интенсивное внедрение полимерных композиционных материалов (ПКМ) в ответственные конструктивные элементы различных машиностроительных элементов конструкций. ПКМ могут успешно применяться и замещать традиционно используемые металлические материалы и их сплавы. Однако при проектировании следует учитывать факторы, препятствующие широкому внедрению ПКМ. Во многих отраслях промышленности могут встречаться различные типы болтовых соединений ортотропных пластин с другими конструктивными элементами. Места нагруженных соединений, как правило, находятся в защищённых зонах и визуально обнаружить последствия действия нагрузок высокой интенсивности не всегда возможно, что в свою очередь может привести к растрескиванию и расслоению используемого ПКМ, а также вызывает снижение местной и общей прочности конструкции в целом.

Для анализа прочности односрезного соединения лабораторные образцы должны отражать основные конструктивные решения. В работе на эту тему проводятся

дополнительные экспериментальные исследования по стандартам ГОСТ 33498-2015, ГОСТ Р 56788-2015, ГОСТ 33375-2015, ГОСТ Р 56790-2015. Методы позволяют учесть различные варианты концентраторов напряжений в виде заполненных зенкованных отверстий [1], прямых отверстий, а также действие комбинации нагружения растяжения и сжатия.

Для учета влияния плоскости среза в ГОСТ Р 56790-2015 предусмотрены различные схемы нагружения образца по методу А и методу В [2]. Благодаря методу, описанному в ГОСТ Р 56790-2015, в образце реализуется сложное напряженное состояние, состоящее из растягивающих/сжимающих напряжений, а также сдвиговых напряжений в пластине и сминающего напряжения в отверстии. На Рис.1 представлена экспериментальная оснастка и образцы, установленные в испытательной машине.

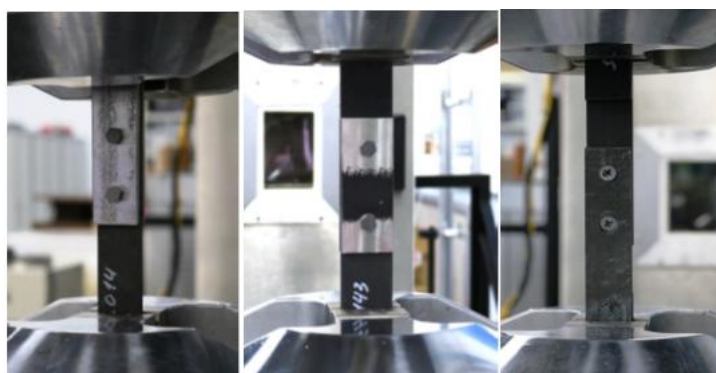


Рис. 1 - Оснастка и образцы при действии комбинации сминающей и проходящей нагрузок, установленные в испытательную машину

По результатам испытаний, реализующих комплексный подход по определению несущей способности: полосы с отверстием, смятия и серии вариантов комбинации смятия и проходящей нагрузкой, показана обновленная область применения материала с учетом типа соединения в конструкции [3], толщины пластин в соединении, типа крепежа, наличия зенковки, момента затяжки.

Данный подход на примере изучаемого ортотропного материала на основе эпоксидной матрицы и высокомодульного волокна (рассматриваются ПКМ типа углепластика) позволяет оценить чувствительность механических характеристик к

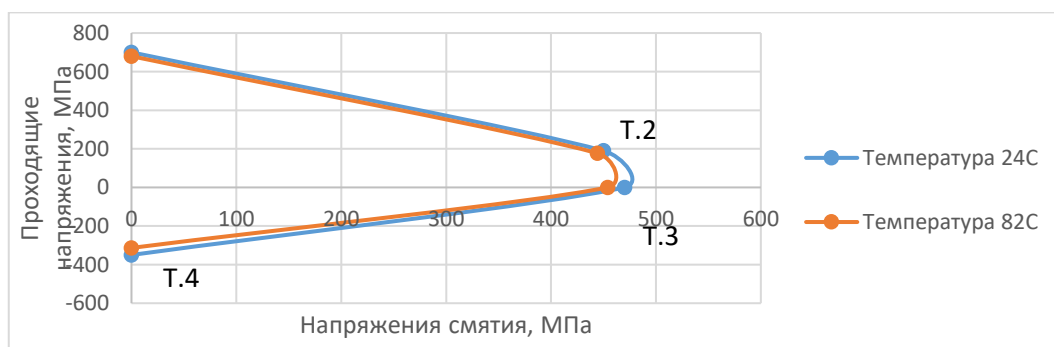


Рис. 2 – Область несущей способности соединения на основе экспериментальных данных при различных температурах

повышенной температуре (Рис. 2). На рисунке условными точками обозначены результаты испытаний: Т.1 -растяжение с незаполненным отверстием, Т.2 - смятие с проходящей нагрузкой, Т.3 - односрезное смятие, Т.4 - сжатие с незаполненным отверстием.

Список литературы

1. Несущая способность ортотропных пластин с прямыми и зенкованными отверстиями / Е. И. Смагин, В. А. Вестяк, М. И. Мартиросов // Проблемы прочности и пластичности. – 2025. – Т. 87, № 2. – С. 168-180. – DOI 10.32326/1814-9146-2025-87-2-168-180. – EDN WTAUBK.
2. Вестяк В.А., Мартиросов М.И., Смагин Е.И. Оценка несущей способности ортотропных пластин со свободными и нагруженными отверстиями // Труды МАИ. 2025. №145. URL: <https://trudymai.ru/publications.php?ID=186879>
3. Васильев В.В. Механика конструкций из композиционных материалов – М.: Машиностроение, 1988. – 272 с.

АППРОКСИМАЦИЯ КИНЕТИЧЕСКИХ КРИВЫХ РАСПАДА АУСТЕНИТА ВЫСОКОПРОЧНОЙ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ УРАВНЕНИЯМИ КДМА

Уртцев Н.В.^{1,2,3}

¹ ООО «ИТЦ «Аусферр», г. Магнитогорск, Россия

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

³ Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия

Email: n.urtsev@ausferr.ru

Требуемый уровень физико-механических свойств листов из высокопрочных трубных сталей достигается за счет формирования дисперсных феррито-бейнитных структур в процессе контролируемой термомеханической обработки [1,2]. Для прогнозирования и управления структурным состоянием необходимо знать кинетику фазовых превращений, реализующихся в условиях ускоренного охлаждения [3,4]. Настоящая работа посвящена описанию кинетики распада аустенита высокопрочной низколегированной стали 05Г2МБ по ферритному и бейнитному механизмам.

Для исследования процессов распада аустенита в ИТЦ «Аусферр» разработана и реализована конструкция лабораторного теплофизического стенда [1]. При проведении экспериментов по исследованию кинетики распада аустенита нагрев образцов осуществляли до 980 °С, затем подвергали выдержке и производили охлаждение двумя плоскими потоками воздуха. Давление в пневматической системе охлаждения варьировали в зависимости от режима нагрева-охлаждения, что, с учетом вариации толщин образцов, позволило реализовать режимы охлаждения с интенсивностями, обеспечившими распад аустенита как по ферритному, так и по бейнитному механизмам.

Интенсивность охлаждения, согласно [1], характеризовали постоянной для каждого режима величиной $\frac{dW}{dT}$, где W – удельная мощность теплового потока, отводящего тепло от объема металла, Вт/кг, T – температура металла, °С. В рамках настоящего исследования проведено 66 циклов нагрева-охлаждения, при этом значения $\frac{dW}{dT}$ варьировали от 10 до 520 Вт/(кг·°С).

Показано, что для случая непрерывного охлаждения температурнооднородных образцов высокопрочной низколегированной стали 05Г2МБ при распаде аустенита, приводящего к формированию феррита (Ф), верхнего бейнита (БВ) и нижнего бейнита

(БН), зависимость массовой доли продукта распада (M) от времени (τ) хорошо аппроксимируется кинетическими уравнениями Колмогорова–Джонсона–Мела–Аврами (КДМА):

$$M = 1 - e^{-k \cdot \tau^n}; \quad (1)$$

при формировании Ф (Рис. 1) и БН лучшая аппроксимация достигается при $n = 2$, при формировании верхнего бейнита – $n = 1,35$.

Получены зависимости скоростей формирования продуктов распада аустенита ($\frac{dM}{d\tau}$) от значений k и массовой доли аустенита (M_A) для Ф, БВ и БН, соответственно:

$$\frac{dM_{\Phi}}{d\tau} = 2 \cdot \sqrt{k_{\Phi}} \cdot M_A \cdot \sqrt{-\ln M_A}, \quad (2)$$

$$\frac{dM_{\text{БВ}}}{d\tau} = 1,35 \cdot k_{\text{БВ}}^{0,74074} \cdot M_A \cdot (-\ln(M_A))^{0,2592}, \quad (3)$$

$$\frac{dM_{\text{БН}}}{d\tau} = 2 \cdot \sqrt{k_{\text{БН}}} \cdot M_A \cdot \sqrt{-\ln(M_A)}. \quad (4)$$

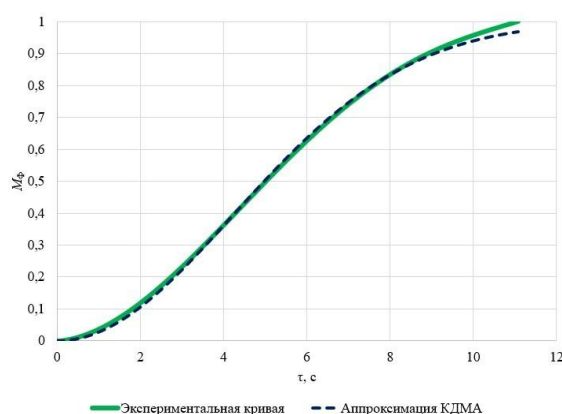


Рисунок 1. Распад аустенита по ферритному механизму – зависимость массовой доли образовавшегося феррита от времени и ее аппроксимация уравнением КДМА

В виде регрессионных линейных уравнений определены зависимости коэффициентов k от параметра интенсивности охлаждения $\frac{dW}{dT}$, Вт/(кг·°С):

$$k_{\Phi} = 0,0014 \frac{dW}{dT} - 0,0084, \quad (5)$$

$$k_{\text{БВ}} = 0,0012 \frac{dW}{dT} + 0,2113, \quad (6)$$

$$k_{\text{БН}} = 0,0213 \frac{dW}{dT} - 3,4813. \quad (7)$$

С ростом параметра интенсивности охлаждения ($\frac{dW}{dT}$) значения коэффициентов k_{Φ} , $k_{\text{БВ}}$ и $k_{\text{БН}}$ увеличиваются, что приводит к повышению скорости превращения в соответствии с (2), (3), (4). Интенсивность охлаждения, характеризуемая параметром $\frac{dW}{dT}$, определяет как механизм распада аустенита, так и скорость формирования продуктов его распада (Ф, БВ, БН).

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

Список литературы

1. Н.В. Урцев, Металлург, 2025, № 10, с. 26-30.
2. Пышминцев И.Ю., Смирнов М.А., Структура и свойства сталей для магистральных трубопроводов, 2019, С. 242.

3. Liu C., Di X., Chen C. Guo X., Xue Zh., Journal of Materials Science, 2015, V. 50, № 14., p. 5079–5090.

4. Matsuda H., Bhadeshia H.K.D.H., Proceedings: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 2004, V. 460, № 2046, p. 1707-1722.

АНАЛИЗ НЕКОТОРЫХ АМОРФНЫХ НЕОРГАНИЧЕСКИХ СТРУКТУР И ЯВЛЕНИЯ БОЗОННОГО ПИКА С ПОМОЩЬЮ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ПОДХОДА НА ОСНОВЕ СЛУЧАЙНЫХ ГРАФОВ

В.А. Федоров, А.Д. Березнер, М.А. Рыбаков, М.Ю. Сидляр

ФГБОУ ВО ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

Email: qwert1009@mail.ru

При анализе свойств многокомпонентных аморфных сплавов (4 и более составляющих), становится затруднительным учет нескольких кристаллических фаз (на практике, аморфные сплавы могут формироваться спеканием различных, не связанных между собой, кристаллических образцов-фрагментов). Также осложняется подбор обобщающего потенциала, поскольку приходится рассматривать систему, состоящую из многих частей, разделенных границей, изоляция между которыми нарушается по мере нагрева и охлаждения (проблема «демона Максвелла»). В качестве альтернативного подхода, необходим программный алгоритм, объединяющий бозонную статистику в низких температурах (при чистом влиянии лишь атомных пар или фононов) с многочастичным взаимодействием в области комнатных температур и возможностью согласования структуры с реальным поведением сплавов при их дальнейшем нагреве, упругопластической деформации и разрушении. При этом представляется принципиально важным оптимальное описание аморфной структуры со свободным выбором числа фаз, без зависимости от кристаллической предыстории материалов. Также для разгрузки аппаратных мощностей, новый дополняющий программный подход должен учитывать как непосредственный перебор межатомных связей на одном процессоре, так и упрощенный вариант параллельного расчета в изолированных ячейках (в том числе и на графическом устройстве). Цель данной работы состоит в предложении численного алгоритма для объединения различных подходов, используемых при моделировании структуры и свойств аморфных неорганических систем с учетом возможного многокомпонентного химического состава, расчетного удобства парного потенциала взаимодействия и энергетической выгоды (минимизации) в процессах. Помимо программно-вычислительной части, в работе осуществляется сопоставление расчетных данных с экспериментом и литературными результатами. Отдельно оценивается вычислительная сложность алгоритма, и предлагаются возможные пути оптимизации кода (параллельный расчет, специфика хранения массивов данных, альтернативная языковая среда).

Для реализации обозначенной цели был предложен авторский программный код (средствами языка Python). В качестве вычислительной основы межатомного и коллективного взаимодействия использовались парные потенциалы Финни-Синклер (для различных металлических связей). Модельной аморфной системой был избран промышленный сплав АМАГ-225 (at.wt. Fe-73.5%, Ni-25%, Cr-1.5%) с параметрами потенциалов заимствованными из литературных источников. Расчет производился для 10 000 виртуальных частиц на плоскости средствами ЦКП ВР МСЦ, на двух вычислительных узлах, снабженных 96 процессорами Intel Xeon Platinum 8268. При этом работа велась как на ограниченных четырех процессорах (в изолированных

координатных сетках), так и средствами параллельного программирования на всех процессорах (с произвольным задействованием процессоров, по мере случайного распределения координат). Расчетные данные сопоставлялись как с нейтронограммами, полученными на дифрактометре тепловых нейтронов ДН-2 (ОИЯИ, г. Дубна) для аморфных образцов в твердом агрегатном состоянии, так и оценивались статистически (выборка табличных данных из 20 файлов интерполировалась модельной функцией распределения с подбором оптимальных коэффициентов и корреляцией 0.99 единиц).

Приведенная модельная сборка неупорядоченной структуры универсально имитирует, в адиабатическом приближении, формирование аморфного сплава без учета эффективного времени, затраченного на каждый акт межатомного взаимодействия. Учет времени на взаимодействие частиц может быть произведен с задействованием модуля системных часов, однако этот параметр, фактически, будет определяться полупроводниковыми процессами в кристаллах процессора и компонент (микросхемы ЭВМ), а также сопоставление длительности t и энергии E нецелесообразно в рамках принципа неопределенности Гейзенберга ($\Delta t \Delta E \sim h/2\pi$). В указанном расчетном подходе могут использоваться различные данные парных потенциалов без учета плавления матерински кристаллов, фаз и компонент, однако имеется ограничение по редкоземельным сплавам (при отсутствии выражений локальной энергии для этого сорта частиц). В целях ускорения исполнения кода, возможно его импортирование в языки C-группы, поскольку массивы в них хранятся отдельно от элементов списка и не считываются в момент обработки данных в цикле, что ускоряет расчет. Результат программного расчета функции средней энергии системы может быть совмещен с неизотермическими деформационными моделями. Определен физический смысл синтезируемых модельных параметров и объяснен механизм проявления бозонного пика, с позиции теории случайных графов. Численно, выявлена статистика распределения атомов в многофазной аморфной системе без задействования методов плавления материнского кристалла, а также обозначен аналитический вид функции средней энергии. Программный подход применим для тестирования возможности формирования аморфной системы с заданной атомной или весовой пропорцией исходных компонент.

ИНТЕРФЕРЕНЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКЕ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ТОЧНОСТЬ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ

Д.Д. Федотов¹, С.Н. Балакиров², С.И. Ярьско²

¹ ФГБОУ ВО «СамГТУ», 443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, д. 244

² Самарский филиал ФГБУН Физического института им. П.Н. Лебедева РАН, 443011, г. Самара, ул. Ново-Садовая, д. 221

E-mail: dnsfdtv62@gmail.com

Методом конечных элементов (КЭ) реализовано определение остаточных напряжений (ОН) при лазерной ударной обработке (ЛУО). Анализ ЛУО был выполнен в программном обеспечении ANSYS в решателе LS-DYNA. Расчет проводился с использованием экспериментальных данных, полученных при обработке конструкционной стали ST304 [1], аналог – нержавеющей сталь 08X18H10.

При лазерной обработке тонких деталей при достижении ударной волной границы образца происходит её отражение. Это явление характерно для систем с жёстко

закреплёнными границами, что обеспечивает необходимые условия для протекания данного процесса. Поскольку энергия отраженной волны мала, ее влиянием можно пренебречь без потери точности анализа, и обычно ударная волна продолжает двигаться и распространяется в следующий слой материала или окружающую среду. Для экономии расчетного времени и исключения влияния интерференции ударных волн на определение ОН, как правило, используются бесконечные элементы, окружающие модель [2].

Суть рассматриваемого подхода заключается в анализе и сравнении влияния отражения ударных волн при моделировании ЛУО на образцах с существенно отличающейся толщиной. При этом не применяется приближение бесконечной границы, как это делалось ранее [1-2], что приводит к отражению ударных волн от всех стенок модели, как нижней, так и стенок вокруг пятна удара.

Модели представляли собой параллелепипеды квадратного сечения $20 \times 20 \times 5$ мм и $20 \times 20 \times 15$ мм, разбитые на КЭ размером 0,25 мм и 0,15 мм в центральной (рабочей) части модели с заданными граничными условиями. Была смоделирована однократная лазерная обработка при длительности импульса 10 нс и нагрузке $P_{\max} = 3,5$ ГПа (плотность мощности лазерного излучения $5,94$ ГВт/см²) равномерно распределенной по площади пятна удара с диаметром пятна 3 мм. Так как скорость деформации при ЛУО достигает 10^7 с⁻¹ [3], для расчёта была использована модель Джонсона-Кука (1) [4]:

$$\sigma = [A + B \cdot \varepsilon^n] \left[1 + C \cdot \ln \frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} \right] [1 - (T')^m] \quad (1)$$

Моделирование проводилось за 1 шаг (явный), вместо привычных 2-х шагов (явного и неявного). Для определения поля ОН после прохождения ударной волны использовался метод вязкого демпфирования по жесткости (β -damping). Коэффициент β установлен равным 0,8, что позволило погасить высокочастотные колебания и привести систему к статическому равновесию без значительного искажения полей пластических деформаций. Даже в этом случае отсутствие бесконечных элементов на границах моделей дало результаты, отличающиеся от результатов полученных другими исследователями. Следовательно, ударные волны, отражаясь от “жестких” стенок, так или иначе, влияют на итоговые значения ОН после ЛУО. В результате моделирования установлено, что ударная волна при затухании распространяется на глубину до 10 мм, благодаря чему мы не наблюдаем влияния отраженных ударных волн на результат расчета ОН после ЛУО на образце толщиной 15 мм, и обратную картину на образце толщиной 5 мм (рис. 1а, б).

Для сравнения результатов, полученных при моделировании ЛУО для двух типов рассмотренных образцов и результатов моделирования при ЛУО с использованием бесконечных границ [1], была выбрана связь между ОН и распределением минимального главного напряжения (σ^3), которая заключается в том, что ОН сами по себе являются тензорным полем, зная которое можно определить главные напряжения (максимальное (σ^1), промежуточное (σ^2) и минимальное (σ^3) в каждой точке материала. Минимальное главное напряжение при этом характеризует наибольшее сжимающее или наименьшее растягивающее направление.

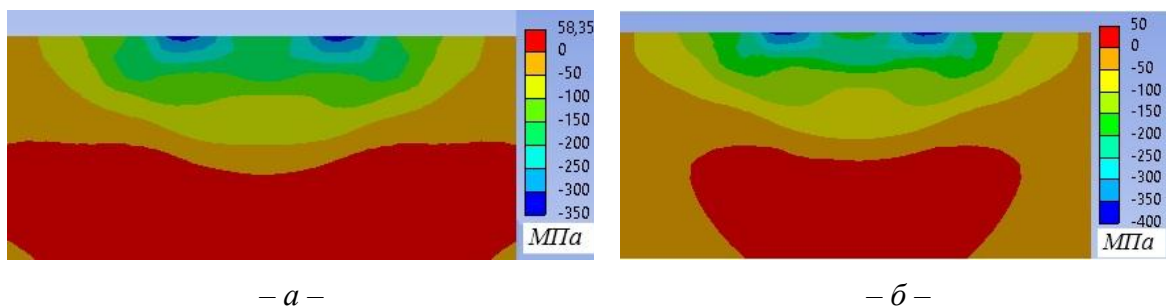


Рисунок 1. Распределение минимального главного напряжения по глубине пластины после ЛУО на образце $20 \times 20 \times 5$ мм (а) и образце $20 \times 20 \times 15$ мм (б)

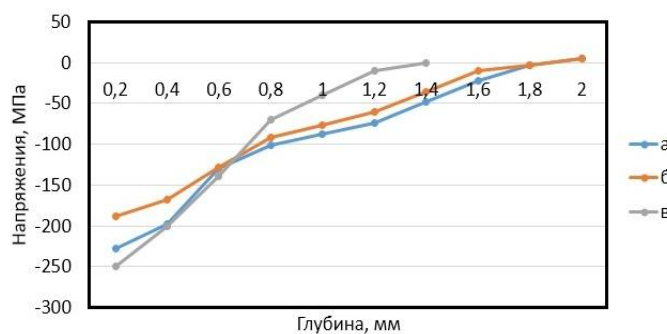


Рисунок 2. Распределение минимального главного напряжения по глубине для 3-х образцов после ЛУО: (а) размер образца $20 \times 20 \times 15$ мм; (б) размер образца $20 \times 20 \times 5$ мм; (в) размер образца $20 \times 20 \times 5$ мм с применением неотражающих границ (данные [1])

При анализе результатов моделирования установлено влияние отраженных от границ расчетной области ударных волн на результирующие ОН в образцах. Отсутствие условий неотражающих границ (non-reflecting boundaries) привело к интерференции волн, что вызвало отклонение значений ОН в пределах 15% (рис. 2) в малом образце, преимущественно на верхней границе. Наблюдаемый эффект обусловлен конечными габаритами моделируемого образца. Как показывают расчеты, интерференцию ударных волн и ее влияние на распределение ОН следует учитывать при размере образца в направлении распространения ударной волны менее 15 мм.

Список литературы

1. R. Kim, J. Suh, D. Shin et al., Metals 2021, 11(10), p. 1516.
2. S. Golabi, M.R. Vakil, B. Amirjalali, Lasers Manuf. Mater. Process. 2019, 6, p. 398-423.
3. J.Z. Lu, K.Y. Luo, Y.K. Zhang et al., Acta Materialia 2010, 58, p. 3984-3994.
4. G.R. Johnson, W.H. Cook, Proc. 7th Int. Symp. on Ballistics, Hague, NLD, 19-21 Apr. 1983, p. 541-547.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЕГРЕГАЦИЙ В ТВЕРДОМ РАСТВОРЕ НА ОСНОВЕ α -Fe С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

В.П. Филиппова, Е.Н. Блинова

Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П. Бардина, Москва, Россия

Email: varia.filippova@yandex.ru

Рассматривается построение компьютерной модели кинетики образования интеркристаллитной сегрегации в твердом растворе на ограниченном числе атомов, основанное на рассмотрении кристалла состоящим из одинаковых периодически расположенных атомных конфигураций, в отличие от традиционного подхода построения компьютерных моделей, где кристалл рассматривается как бесконечное число отдельных атомов. Исходя из предположения, что расстояние, проходимое атомом сорта i при выходе из объема на ИГ, связано с его объемной концентрацией (при равномерном распределении в объеме), и время между перескоками атомов в кристаллической решетке описывается выражением (1), получили формулу (2) для расчета времени ΔH_i , необходимого атому сорта i для выхода из приграничного объема на интеркристаллитную границу (ИГ) при заданной температуре:

$$\Delta t = -\frac{1}{\nu} \exp\left[\frac{E_a + nE_b}{kT}\right] \cdot \ln(\text{RND}) \quad (1),$$

$$\Delta H^i = -\frac{N_0^2 N^2 a^2}{(N_0 N C_{об}^i - (N_{сп}^i - N C_{об}^i))^2 D_0^i 6} \cdot \exp\left[\frac{E_a^i + nE_b}{kT}\right] \cdot \ln(\text{RND}) \quad (2),$$

где a – период решетки; N – общее число атомов в кристаллической решетке; $N_{сп}^i$ – количество атомов i -го сорта на ИГ, которое меняется вследствие случайных перескоков атомов из приграничной области; $C_{об}^i$ – объемная концентрация атомов i -го сорта; $(N_{сп}^i - N \cdot C_{об}^i)$ – число атомов, пришедших на ИГ, за временной промежуток между перескоками Δt ; $\nu = D_0/a^2$ для ОЦК, ν – частота колебаний атома в произвольном направлении; N_0 – общее количество приграничных областей; RND – случайное число от 0 до 1; (E_a^i, D_0^i) – диффузионные характеристики; nE_b – энергия связи атома i с ОЦК решеткой α -Fe, рассчитанные на основе парных потенциалов межатомного взаимодействия.

Очередность выхода атомов на ИГ определяется в зависимости от величины ΔH^i . Атом в объеме, имеющий минимальное значение ΔH^i , обменивается местами с тем атомом на ИГ, который имеет минимальную энергию связи в объеме, т.е. наиболее подвижен. Методом молекулярной динамики рассчитываются новые равновесные координаты атома и его ближайшего окружения в ИГ. После этого проводится оценка выгодности обмена с термодинамической точки зрения, которое описывается как уменьшение свободной энергии Гиббса (3):

$$\Delta E_{сп} - \Delta S_{сп} T < 0 \quad (3),$$

где $\Delta E_{сп}$ – изменение энергии ИГ, определяемой как сумма парных взаимодействий атомов, T – температура, $\Delta S_{сп}$ – изменение энтропии. Если условие (3) не выполняется, то пришедший на ИГ атом возвращается на исходные позиции в объеме, и проверяется возможность обмена этого объемного атома с другими ИГ атомами, в порядке

возрастания их значений энергии связи с ИГ. Значение отрезка времени, ΔH^i , объемного атома, перешедшего (или не перешедшего) на ИГ, вычитается из значений всех остальных, а для него вычисляется новое ΔH^i по формуле (2). Таким образом, очередь из объемных атомов постепенно продвигается, и ИГ концентрации постепенно изменяются. Общее время сегрегирования определяется как сумма ΔH^i .

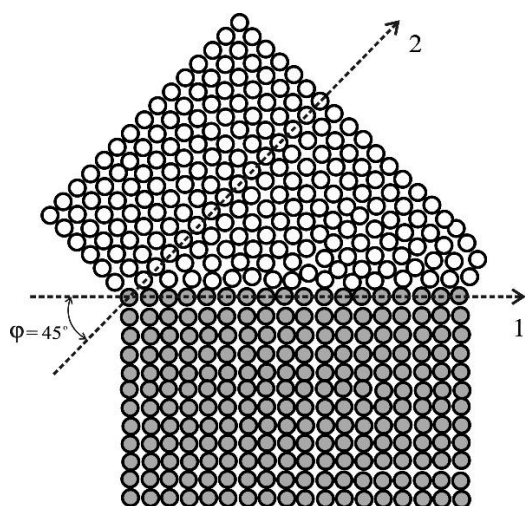


Рисунок 1. Равновесная атомная конфигурация границы наклона для ОЦК кристалла α -Fe в плоскости (100), построенная методом молекулярной динамики.

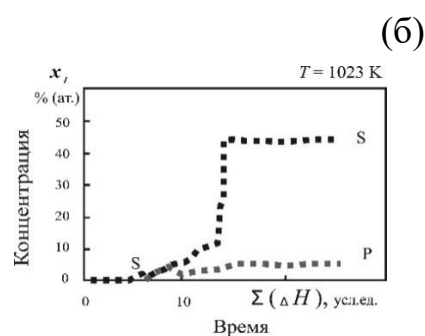
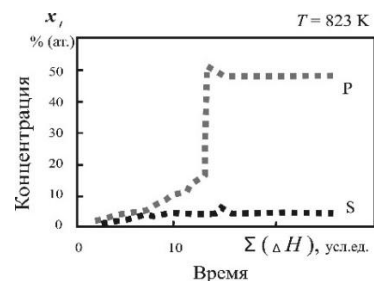


Рисунок 2. Изменение концентрации P и S на интеркристаллитной границе в твердом растворе на основе α -Fe в ходе изотермической выдержки: а) при температуре $T=823$ К, для сплава Fe–0,1P–0,01S; б) при температуре $T=1023$ К, для сплава Fe–0,1P–0,01S (% ат.).

На Рис.2 (а, б) представлены полученные результаты компьютерного моделирования ИГ сегрегации S и P для сплава Fe–0,1P–0,01S ат.% при разных температурах изотермической выдержки, которые подтверждаются экспериментальными данными [1]. В частности, отмечено существование временного инкубационного периода и существование различных температурных интервалов преимущественного обогащения ИГ растворенными атомами P и S в α -Fe.

Список литературы

1. Filippova V.P., Blinova E.N., Glezer A.M., and others // Materials Physics and Mechanics 2018, 38, #1, p. 90-

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СПЛАВОВ Al-Cu-Mn

В.Ю. Чинов, П.А. Сеченов, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов

ФГБОУ ВО "Сибирский государственный индустриальный университет", Новокузнецк, Россия

Email: Slava02101996sl@yandex.ru

Сплавы системы Al–Cu–Mn (АЛТЭК)(алюминиевый, термостойкий, экономный) востребованны за счёт сочетания высокой прочности, хорошей электропроводимостью и коррозионной стойкостью. Данные свойства обеспечиваются за счёт выделения частиц Т-фазы [1] $Al_{20}Cu_2Mn_3$, однако моделирование кинетики их зарождения и роста ранее не изучалась. Для успешного решения данной задачи в свою очередь необходимо провести расчёт термодинамических параметров сплавов Al–Cu–Mn, что является целью данной работы.

Для её достижения был проведен расчёт термодинамических параметров сплавов Al–Cu–Mn в том числе и частиц $Al_{20}Cu_2Mn_3$ методами Calphad, с использованием базы данных MatCalc и из источника [2].

Расчёт стандартной энергии Гиббса чистых элементов в проводился по стандартной методологии Calphad формула (1).

$$G_{EL}^{HSE R}(T) = a + bT + cT \ln T + dT^2 + eT^3 + fT^{-1} \quad (1)$$

Расчёт энергии Гиббса ГЦК-твёрдого раствора (алюминиевая матрица) проводился по стандартному формализму CALPHAD формула (2):

$$G^{FCC} = G^{ref} + G^{id} + G^{sx} \quad (2)$$

где: G^{ref} – энергия чистых веществ, Дж; G^{id} – энергия идеального смещения, Дж; G^{sx} – энергия избыточного смещения, Дж.

Для расчёта энергии Гиббса фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ применяется формула (3)

$$G^{Al_{20}Cu_2Mn_3} = (20G_{Al}^{FCC} + 2G_{Cu}^{FCC} + 3G_{Mn}^{FCC} + A + B \cdot T)/25 \quad (3)$$

где $G_{Al}^{FCC} = G_{Al}^{HSE R}$ – энергия Гиббса алюминия в ГЦК-фазе (стабильная фаза); G_{Cu}^{FCC} – энергия Гиббса меди в ГЦК -фазе (стабильная фаза при комнатной температуре), G_{Mn}^{FCC} – энергия Гиббса марганца в ГЦК -фазе; $A + B \cdot T$ – энергия образования 1 моля $Al_{20}Cu_2Mn_3$.

Химическая движущая сила определялась методами общей касательной расстояние между касательной к кривой G^{FCC} в точке состава матрицы и значением $G^{Al_{20}Cu_2Mn_3}$ при стехиометрическом составе. Положительное ΔG_m означает термодинамическую возможность выделения фазы.

Таким образом впервые выполнено систематическое сравнение трёх CALPHAD-баз данных для системы Al–Cu–Mn применительно к образованию Т-фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Разработан программный инструмент для автоматизированного расчёта движущей силы.

Благодарность: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00064, <https://rscf.ru/project/24-19-00064/>

Список литературы

1. Belov N. A., Korotkova N. O., Akopyan T. K., Tsydenov K. A. Simultaneous increase of electrical conductivity and hardness of Al–1.5 wt.% Mn alloy by addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.% Zr // Metals. 2019. Vol. 9. № 12. P. 1246.
2. Do, H. S., Moon, J., Kim, H. S., & Lee, B. J. A thermodynamic description of the Al–Cu–Fe–Mn system for an immiscible medium-entropy alloy design //Calphad. – 2020. – Т. 71. – С. 101995.

О СКЛОННОСТИ ГОРНЫХ ПОРОД К ДИНАМИЧЕСКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

А.В. Жабко, А.А. Жабко

ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет», Екатеринбург

Email: zhabkoav@mail.ru

Как известно, модуль спада, используемый сегодня в качестве склонности к динамике, сильно зависит от размеров образца, степени обжатия, жесткости пресса и т.д., то есть больше характеризует условия нагружения, а не саму породу. Под удароопасностью пород, в общем случае, будем понимать их способность разрушаться в динамической форме при жестком нагружении. В работах [1, 2] предложен показатель склонности горных пород к динамическому разрушению, представляющий собой отношение удельных динамической и полной энергий (энергоемкостей):

$$p = \frac{2U}{\Pi} = \frac{E\Delta\psi}{2C} \cdot \frac{\cos\varphi \sin(\psi - \varphi)}{\sin\psi \operatorname{tg}^2\psi} \approx \frac{Ed\sigma_1^{n-y}}{(1-\mu)\sigma_1^2} \cdot \frac{\cos\varphi \sin(\psi - \varphi)}{\sin\psi \operatorname{tg}^2\psi (1 + \operatorname{tg}^2\psi)}, \quad (1)$$

где U – динамическая удельная энергия; Π – полная удельная линейная энергия; E – модуль упругости породы; $\Delta\psi$ – угол разворота элемента (зерна); φ – угол внутреннего трения; $d\sigma_1^{n-y}$ – разность максимального главного напряжения на пределе прочности и пределе упругости (дифференциал); σ_1, ψ – соответственно значения максимального главного напряжения и угла наклона площадки сдвига к минимальному главному напряжению на пределе прочности ($\psi \approx \pi/4 + \varphi/2$ (для образца)); $\mu = \sigma_3 / \sigma_1$ – коэффициент пропорциональности при испытании.

Наиболее удароопасная порода отвечает условию $p \rightarrow 1$ (здесь предполагается, что при $p \ll 1$ порода не способна к динамическим проявлениям, при $p \approx 1$ порода разрушается от растягивающих напряжений продольными трещинами и теряет устойчивость, но при мягком режиме нагружения способна разрушиться в динамическом режиме, а при $p \rightarrow 1$, то есть когда в объеме породы имеется определенное соотношение динамической и статической энергий, является наиболее удароопасной).

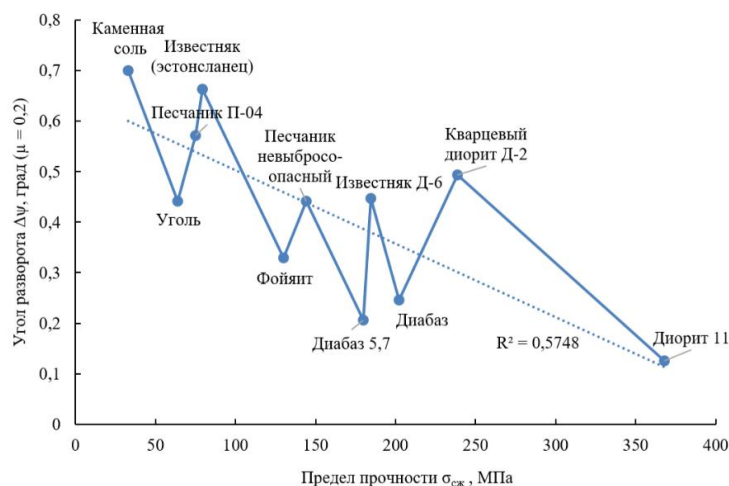


Рисунок 1. Угол разворота сдвиговых площадок для некоторых пород [1, 2]

Для достоверного определения значения показателя (1) необходимы результаты стабилметрических испытаний с отсечкой пределов упругости и прочности, которые, в свою очередь, зависят от степени бокового обжатия (минимального главного напряжения) [1, 2]. Для многих удароопасных месторождений такие исследования до сих пор не проведены и имеются лишь результаты простейших одноосных испытаний, более того, во многих случаях даже не устанавливаются величины сцепления и угла внутреннего трения.

В первом приближении для определения $\Delta\psi$ можно воспользоваться графиком (рис. 1) или принять некоторое среднее значение для удароопасных пород. В таблице, в качестве примера, приведен расчет показателя удароопасности для некоторых склонных к горным ударам месторождений. Подобный расчет осуществлен для многих других месторождений.

Удароопасность горных пород некоторых (удароопасных) месторождений

Порода	E , ГПа	φ , град	C , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	σ_p , МПа	$\Delta\psi$, град	$p_{\Delta\psi=0,4^\circ}$	p
Поле рудника Октябрьский (Норникель)								
Сульфидная руда	54,5	41	18	75	7,5	0,5	0,75	0,95
Медистая руда	73,9	41	19	97	9,2	0,5	0,97	1,21
Роговики	69,2	36	26	81	11,7	0,5	0,99	1,33
Габбро-долериты подводные	71	38	26	124	12,7	0,5	0,87	1,14
Вкрапленные руды	70,6	37	21	103	11,9	0,5	1,16	1,52
СУБР								
Известняки Петропавловской свиты светло-серые массивные	28,6	35	15,6	110	8,9	0,5	0,74	0,92
Известняки Петропавловской свиты серые, бурые брекчиевидные и брекчированные	33,3	35	12,2	77	7,7	0,5	1,10	1,38
Известняки D2b (в/б) темно-серые	39,9	36	17	125	9,3	0,5	0,88	1,1
Порфириты серые, темно- серые плотные	22,1	33	20,1	127	12,7	0,5	0,52	0,64
Порфириты темно-серые с изменениями, выветрелые, туфогравелиты	20,7	33	13,3	85	9,4	0,5	0,73	0,91
Боксит немаркий каменистый	24,6	34	16,1	78	13,3	0,5	0,67	0,83

Боксит немаркий	15	34	7,5	43	5,2	0,6	0,87	1,3
Боксит маркий плотный (неудароопасны доказано опытом)	14	33	4,1	25	2,7	0,6	1,6	2,4
Боксит маркий рыхлый (неудароопасны доказано опытом)	6,0	33	6,3	20	0,8	0,6	0,45	0,67
Боксит красный немаркий (данные И.М. Петухова)	65	38	20	152		0,4	1,04	1,04
Северопесчанское месторождение								
Порфириты	130	53		103		0,5	0,59	0,74
Диориты	120	50		140		0,45	0,51	0,57
Известняк мраморизованный	100	42		76		0,55	1,35	1,86
Магнетиты	110	53		100		0,5	0,52	0,65
Известняк мраморизованный	90	40		140		0,45	0,75	0,84
Скарны	200	48		80		0,5	1,72	2,15
Порфириты	140	53		208		0,4	0,32	0,32
Магнетиты	130	45		97		0,5	1,14	1,42
Гороблагодатское месторождение								
Порфириты	100	40		134		0,5	0,87	1,09
Сиениты	90	43		110		0,5	0,79	0,99
Скарны	70	51		115		0,5	0,34	0,42
Магнетиты	80	43		119		0,5	0,65	0,81
Высокогорское месторождение								
Порфириты	60	30	21	110	29	0,45	1,66	1,87
Туфы порфиритов	90	40	23	106	11	0,45	1,06	1,19
Сиениты	50	46	24	143	24	0,45	0,33	0,38
Скарны	50	46	15	110	14	0,45	0,53	0,6
Известняки	40	30	7	68	11	0,55	3,32	4,57
Роговики	90	45	40	160	27	0,45	0,40	0,44
Магнетиты	90	22	23	100	35	0,45	3,89	4,37
Лебяжинское месторождение								
Роговики	80	43		130		0,45	0,59	0,67

Скарны безрудные	90	39		122		0,45	0,91	1,02
Магнетиты	100	44		80		0,5	1,13	1,41
Естюнинское месторождение								
Скарны	60	38		120		0,5	0,65	0,82
Пироксен-плагиоклазовые	56	35		183		0,45	0,47	0,53
Роговики	59	31		150		0,45	0,75	0,85
Магнетиты	65	33		80		0,5	1,4	1,75
Березовский рудник								
Руда (гранитоиды)	25	35	20	140	20	0,45	0,50	0,57
Малопрочные вмещающие	17	28	4	45	8	0,6	2,84	4,26
Прочные вмещающие	25	35	20	140	20	0,45	0,50	0,57
Кукисвумчорр								
Ийолит м/з	61	43	54	251	9,2	0,3	0,24	0,18
Уртит ср/з	69	42	44	195	8,2	0,4	0,36	0,36
Пятнистая руда	30	46	19	89	2,3	0,5	0,25	0,32
Брекчия апатитовая	80	41	34	132	5,1	0,45	0,59	0,66
Плато Расвумчорр								
Руда пятнистая массивная	68	42	21	92	3,8	0,5	0,74	0,93
Уртит массивный неравн/э	92	40	37	159	8,2	0,4	0,67	0,67
Рисчоррит слюдяно-пироксеновый	64	39	24	100	5,3	0,5	0,79	0,98
Луяврит	77	39	41	277	9,2	0,3	0,55	0,42
Коашва								
Апатит-нефелиновые руды	46	31	42	86	2,8	0,55	0,59	0,82
Ювиты	72	31	58	222	7,2	0,35	0,67	0,59
Уртиты	75	29	55	193	9,3	0,4	0,85	0,85
Ийолиты	84	29	69	224	12,8	0,35	0,76	0,67
Мельтейгиты	126	31	44	272	12	0,3	1,55	1,16
Джезказган								
Медная руда	39	35	27	180	14	0,4	0,58	0,58
Медно-свинцовая руда	57	35	32	200	14	0,4	0,72	0,72
Серый безрудный песчаник	55	35	30	203	10	0,4	0,74	0,74

Красный алевролит	36	30	19	45	3	0,6	1,1	1,65
Серый песчаник	53	35	35	120	5	0,5	0,61	0,76
Красный песчаник	40	31	25	90	3	0,5	0,87	1,08
Красный сланец	50	36	14	70	1,6	0,55	1,33	1,83
Гайский ГОК								
Медный и серный колчедан	70	35	12	118	6,5	0,5	2,35	2,9
Порфирит плагиоклазовый	65	30	16,5	73	11,8	0,5	2,29	2,87
Диабаз	64	29	30	87	8,9	0,5	1,33	1,66
Туфобрекчии различного состава	57	37	20	75	8	0,5	0,99	1,23
Кварцево-серицитовый сланец	52	33	12	44	7,5	0,6	2,03	3,04
Хлорито-кварцевый сланец	47	40	8	31	4,9	0,6	1,59	2,39
Кварцит (метасоматит)	65	34	12	70	7	0,5	2,36	2,95
Закладка	5	36	1,5			0,4	1,25	1,25
Ново-Учалинское месторождение								
МЦК+ЦК	108	50	30,8	139	20,9	0,4	0,38	0,38
Метасоматиты	58	43	20,7	81,6	17,9	0,5	0,59	0,74
Риолитовые порфиры	56	38	24,8	90,3	25,7	0,5	0,72	0,90
Базальтовые порфириты	72	48	30,0	133	23,5	0,4	0,32	0,32
Диабазовые порфириты	67	47	31,5	145	25,5	0,4	0,31	0,31
Габбро-диориты	68	49	37,3	157	28,3	0,4	0,22	0,22
Базальты	94,5	33,5	56,6	219	30	0,4	0,76	0,76
Руда	105	34,6	55,4	215	20	0,4	0,79	0,79
Диабаз	82	30,2	53,8	192	31	0,4	0,87	0,87
Туфы базальтового и риолитового составов	79,7	38,7	40,3	162	26	0,4	0,60	0,60
Брекчии базальтового состава	90,7	42	37,0	157	26	0,4	0,56	0,56
Юбилейное месторождение								
Дациты	5,9	39	30	86	8	0,5	0,06	0,07
Андезит-дациты	14,2	39	42,5	120	10	0,5	0,10	0,12

Базальты	6,5	39	26	82	7	0,5	0,07	0,09
Спилиты	4,6	38	16	53	6	0,55	0,09	0,13
Руды	6,3	32	18	63	7,5	0,55	0,18	0,24
Метасоматиты	5,3	36	17,5	55	5,5	0,55	0,11	0,16

Выполненный расчет подтверждает повышенную удароопасность пород месторождений фактически склонных к горным ударам (динамическим явлениям) [3].

Список литературы

1. А.В. Жабко Энергия сейсмических событий и критерии склонности горных пород к динамическому разрушению, *Известия вузов. Горный журнал* **2**, сс. 51–66 (2024).
2. А.В. Жабко, Механика разрушения горных пород и расчет устойчивости горных массивов: научная монография, Екатеринбург: Изд-во УГГУ, 2025. – 256 с.
3. Прогноз и предотвращение горных ударов на рудниках: под общей редакцией И.М. Петухова и др. – М: Изд-во АГН, 1997. – 377 с.

МЕТОДИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ИЗУЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД В РЕЗУЛЬТАТЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Н.Н. Ефремовцев

Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н. В. Мельникова РАН

Email: noee7@mail.ru

Целью проводимых исследований является повышение энергетической эффективности и безопасности буровзрывных работ, снижение вредного воздействия на окружающую среду, улучшение качества дробления.

Актуальность исследований связана с непрерывным усложнением горно-геологических условий разработки месторождений, увеличением объемов взрывных работ на глубоких горизонтах, в условиях крайнего севера, вблизи населенных пунктов. Изменение условий разработки месторождений полезных ископаемых требуют комплексной оценки полезных и вредных действий взрыва, формирования технологических решений для конкретных горно-технических условий с учетом особенностей требований к рациональной степени дробления при добыче различных видов минерального сырья.

Для проведения комплексных исследований разработана методика и испытательный стенд для безопасного проведения экспериментальных взрывных работ на полигоне. Методика комплексных исследований полезного и вредных действий взрыва предусматривает применение композиционных имитационных моделей взрывааемых сред, испытательного стенда, оборудования для оценки сейсмического действия взрыва и параметров взрывного шума, а также численных экспериментов с применением метода сглаженных частиц SPH (Smoothed Particle Hydrodynamics). Для получения количественных характеристик используется разработанный программный модуль, выполняющий автоматическую обработку изображений с заданной цветовой шкалой и расчёт долевого распределения показателей.

Методика исследований дробящего действия взрывов и комбинированных физико-химических воздействий на горные породы предусматривает прогнозирование и оценку степени предразрушения и изменения анизотропии с применением акустического зондирования и оптической микроскопии. Оработана методика оценки с применением численного моделирования методом SPH влияния взрывчатых характеристик средств разрушения горных пород, конструкции зарядов и кинетики выделения энергии и расстояния до заряда на интенсивность предразрушения и фрагментацию имитационных композиционных моделей горных пород в различных зонах действия взрыва.

Проведено сопоставление оценки прочности образцов горных пород и кристаллосырья с применением наноиндентирования, радиального сжатия образцов диаметром от 5 мм до 15 мм, исследования прочности на одноосное сжатие образцов от 20 мм до 50 мм. Результаты проведенных исследований свидетельствуют о значительном влиянии масштабного фактора на степень изменения показателей прочности.

В ходе полигонных и численных исследований с использованием новой методики впервые получены полиномиальные зависимости результирующей скорости смещения пород (РВС) от скорости детонации зарядов и расстояния до свободной поверхности. Установлены зависимости влияния расстояния между скважиной и бровкой уступа на результирующий средний вектор РВС, выявляющие зоны максимального увеличения и снижения сейсмического воздействия на массив горных пород. При увеличении скорости детонации наблюдается неравномерный рост или снижение РВС, с экстремумами, указывающими на повышенную чувствительность массива к параметрам взрыва. Это подчеркивает нелинейную природу выделения энергии взрывчатым веществом и ее поглощения неоднородным массивом. Степень нелинейности усиливается в трещиноватых массивах, где происходят отражение и дифракция волн, а также важное рассеяние энергии на структурных неоднородностях.

Возможные сферы практического применения результата. Установленные зависимости коэффициентов эластичности скорости смещения горных пород от ключевых технологических факторов позволяют разработать методику прогнозирования сейсмического воздействия взрывов. Это поможет улучшить экономическую эффективность и безопасность открытых горных работ при изменении параметров буровзрывных операций. Разработанная методология и получаемые результаты исследований предоставляют новые возможности для повышения энергетической эффективности и безопасности промышленных взрывов путем управления перераспределением энергии, улучшения дробления горных пород и снижения негативного воздействия на окружающую среду и защищаемые объекты.

МИКРОСТРУКТУРНАЯ ДИАГНОСТИКА ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД: МИКРОСКОПИЯ ДЕФЕКТОВ И RGB-АНАЛИЗ РЭМ-ИЗОБРАЖЕНИЙ

И.Ж. Бунин, А.Н. Кочанов

Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН,
г. Москва, Россия

Email: kochanov@mail.ru

Состояние предразрушения горных пород, вызванное экстремальными механическими, электроимпульсными и другими динамическими воздействиями,

соответствует начальной стадии эволюции внутренней микроструктуры геоматериалов. На данном этапе возможно формирование протяжённых зон предразрушения, деформация и переориентация отдельных зёрен, разрыв межатомных связей, зарождение микродефектов, а также изменение свойств и структурного состояния значительного объёма породы [1].

Волновое предразрушение играет ключевую роль в технологических процессах горного производства: сохранности ценных кристаллов алмазов при взрывном разрушении, прогнозировании фильтрационных изменений горной массы и дроблении до стандартного качественного размера. В докладе анализируется современное состояние проблемы предразрушения при различных типах динамического нагружения: ударно-волновых нагрузках и нетепловом воздействии мощных электромагнитных импульсов наносекундной длительности.

Методы исследования. Для изучения морфологии и дефектов поверхности использован комплекс микроскопических методов: растровая электронная микроскопия (РЭМ), атомно-силовая микроскопия, оптическая и конфокальная лазерная сканирующая микроскопия. Внутренняя структура углей исследована методом рентгеновской компьютерной микротомографии.

Ключевым методическим дополнением стал RGB-анализ РЭМ-изображений поверхности разрушения горных пород, который включает [2]: сегментацию изображений по цветовым каналам (Red, Green, Blue), выделение контрастных зон трещин и границ зёрен, автоматизированное распознавание дефектов по локальным изменениям яркости и связности пикселей, а также расчёт геометрических параметров (ширина раскрытия, протяжённость, ориентация) (рис. 1). RGB-анализ устраняет субъективизм визуальной оценки и позволяет стандартизировать сопоставление образцов горных пород после разных типов воздействий.

Результаты. Сопоставление данных микроскопии и RGB-анализа выявило следующие общие характерные особенности формирования микротрещин при ударно-волновом и электромагнитном импульсном воздействиях: – минимальная величина раскрытия микротрещин составила $\sim 0,2-0,3$ мкм; – наиболее характерная ширина раскрытия – 2–3 мкм. Согласно данным РЭМ, подтверждённым RGB-сегментацией, большинство микротрещин имели характер трещин нормального отрыва. Сдвиговый характер формирования дефектов в целом не наблюдался.

Сравнительный анализ типов разрушения. При ударно-волновом воздействии вновь образованные трещины распространялись преимущественно в пределах зёрен (транскристаллитное разрушение). RGB-анализ показал высокую связность трещин внутри зёрен с резким перепадом яркости по каналам на границах фаз. При высоковольтном импульсном воздействии отмечена селективная дезинтеграция минеральных комплексов: трещины возникали и распространялись по границам зёрен (интеркристаллитное разрушение). RGB-анализ позволил количественно оценить раскрытие минеральных сростков по изменению цветового профиля на стыке зёрен. Установлено, что на траекторию распространения микротрещин существенное влияние оказывает наличие микровключений, что фиксируется по аномальным RGB-сигнатурам в прилегающих зонах.

Заключение. Комплексное применение методов микроскопии и RGB-анализа РЭМ-изображений поверхности разрушения позволяет объективно распознавать трещины на стадии предразрушения, разделять транскристаллитный и интеркристаллитный механизмы, количественно характеризовать геометрию дефектов и сопоставлять эффекты ударно-волнового и электромагнитного импульсного

воздействий. Предложенный подход открывает возможности для автоматизированного анализа массивов микроскопических данных в задачах диагностики геоматериалов и геомеханики.

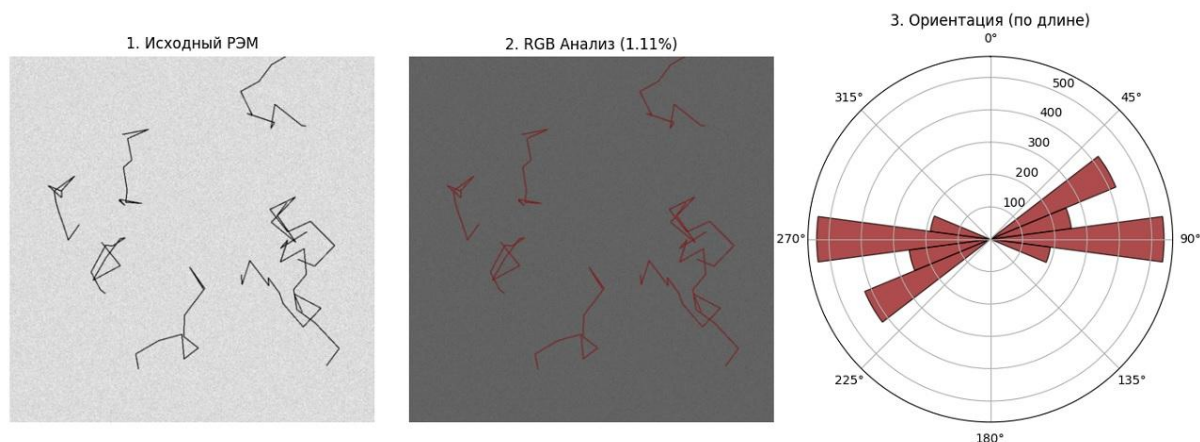


Рисунок 1. Тестовое (синтетическое) изображение, имитирующее микроструктуру поверхности гранита: светло-серый фон (полевой шпат и кварц) и черные ветвистые линии (микротрещины) (а); результаты RGB-анализа (б), (в).

Список литературы

1. Викторов С.Д., Кочанов А.Н. Сб. тез. Межд. конф. «Физическая мезомеханика многоуровневых систем. Моделирование, эксперимент, приложения. Томск 2014, с. 412-413.
2. Gonzalez R.C., Woods R.E. Digital Image Processing. – 4th ed. N.Y.: Pearson. 2018. 1024 p.

СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ВОЗМОЖНОСТИ СЕЛЕКТИВНОГО ИЗВЛЕЧЕНИЯ АРСЕНОПИРИТА ИЗ ЗОЛОТОНОСНЫХ РУД

Д.В. Лычагин¹, Л.Л. Лычагина², В.Р. Балохонов¹

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет

² Томский государственный архитектурно-строительный университет

Email: lychagin@mail.tsu.ru

Низкая концентрация в природе редкоземельных элементов и упорного золота делает добычу экономически невыгодной при разработке месторождений в малых объемах. В тоже время может представлять интерес их извлечение в качестве побочного продукта при добыче других металлов. При обогащении полезных ископаемых важной стадией является подготовка сырья путем дробления и измельчение руды. Возможности измельчения до нужного размера и устранение переизмельчения связаны со структурой исходного сырья. В связи с этим на стадии предварительной подготовки сырья для обогащения актуальной задачей является разработка селективных методов извлечения минералов, содержащих полезные компоненты в малых количествах. Данный подход может представлять интерес для вторичной переработки отходов горнообогатительных комбинатов. Структурная чувствительность метода дробления ставит задачу детальной аттестации исходного сырья и определения реакции минеральной ассоциации руды на внешнее воздействие. Данный подход требует адаптации к определенному типу руд.

Объектом исследования данной работы является арсенопирит золотоносного месторождения Олимпиада Енисейского кряжа, представленного в руде пирротин-

пирит-арсенопиритовой ассоциацией. Золото-сульфидное оруденение наблюдается в метасоматитах мусковит-кварц-кальцитовый состава со значительными вариациями содержаний этих минералов. Стадии разделения такой породы предполагают следующие этапы: этап разрушения вмещающей породы, этап отделения арсенопирита и его сростков с другими минералами, этап отделения арсенопирита от сростков и включений. Для оценки характера границ между минералами были проведены структурные исследования методом сканирующей электронной микроскопии с микроанализом и дифракцией обратно отраженных электронов. Пространственное распределение минералов было изучено методом компьютерной томографии в основе которого лежит разделение минералов по рентгеновской плотности. Для установления градации по электронной плотности использовали массовый и линейный коэффициенты ослабления рентгеновского излучения. Расчетные значения для наблюдаемых минералов приведены в таблице.

Таблица 1 – расчётная плотность минералов месторождения Олимпиада

Минерал	Химическая формула (идеализированная)	Расчётная плотность (г/см ³)	Массовый коэффициент (μ/ρ, см ² /г)	Линейный коэффициент (μ, см ⁻¹)
Хлорит	(Mg,Fe) ₅ Al(AlSi ₃ O ₁₀)(OH) ₈	2,72	≈ 31,3	≈ 85,2
Кварц	SiO ₂	2,65	34,45	91,20
Биотит	K(Mg,Fe) ₃ (AlSi ₃ O ₁₀)(OH) ₂	2,7-3,4	≥ 47,8	≥ 129,0
Серицит	KAl ₂ (AlSi ₃ O ₁₀)(OH) ₂	2,9	57,22	165,90
Пирротин	Fe _{1-x} S	4,6-4,7	~110	~510
Арсенопирит	FeAsS	6,0-6,2	~130	~800

Обращает на себя внимание более высокий коэффициент ослабления рентгеновского излучения сульфидных минералов. Это позволяет получить 3D изображение рудных минералов, проследить их пространственное распределение, морфологию и оценить характер сростков зёрен сульфидов. Пирротин при этом образует как самостоятельные кристаллы, так и сростки с арсенопиритом. Кристаллы арсенопирита имеют таблитчатую, а также футляровидную форму. Зерна арсенопирита имеют размер 1,2-1,5 мм в длину при ширине 0,7-1 мм. Он постоянно встречается в метасоматитах около кварцевых жил с пирротинном. Геохимический анализ арсенопирита показал, что он относится по соотношению основных компонентов к арсенопириту генерации I по данным работы А.М. Сазонова с соавторами [1, 2] и к участку «Олимпиада 2» по данным работы Е.А. Наумова с соавторами [3].

Для оценки разрушения при механическом воздействии был проведен кристаллографический анализ плоскостей спаянности методом дифракции отраженных электронов и теоретической прочности на сдвиг. Первый этап предполагает разрушение хлорита и серицита по совершенным плоскостям спаянности {001} при минимальном напряжении <1 МПа. На этом этапе можно наблюдать отделение зерен арсенопирита от вмещающей породы. Арсенопирит хотя и обладает ясной спаянностью по плоскостям {101} и {001}, однако нужно приложить очень большое усилие, сопоставимое с разрушением самого кристалла. Поэтому его разрушение происходит на втором этапе дробления. В связи с тем, что арсенопирит также находится в ассоциации с кварцем требуется сравнение их пределов прочности. Если у кварца выше предел прочности на сжатие, то в условиях локального растяжения он может проявлять меньшую прочность из-за склонности к хрупкому разрушению. При рассмотрении склонности к разрушению важно учитывать исходную трещиноватость породы.

На третьем этапе отделения арсенопирита от сростков и включений необходимо разделять сростки как соединение арсенопирита по внешней границе, от включений (мелких минералов) или минералов, находящихся внутри матрицы арсенопирита. В данном случае обращает на себя факт различия границ сопряжения между рассматриваемыми структурными единицами. Общей границы между мелкими включениями, как правило, не наблюдается. Частица находится в полости зерна арсенопирита, и имеет заметные поры между частицей и арсенопиритом. В связи с этим она не создает внутренних концентраторов напряжения внутри материнского зерна. В случае развития магистральной трещины внутри зерна арсенопирита пора с частицей может оказывать влияние на траекторию трещины. Минералы внутри арсенопирита, например, галенит, имеют кристаллографически связанную границу между фазами, подобно внешним сросткам. В этом случае анализ методом дифракции обратно отраженных электронов позволяет дать кристаллографическую характеристику межфазной границы и оценить склонность такого минерального агрегата к межзеренному (межфазному) или внутризеренному разрушению. Накопленные данные служат научной основой для селективного разделения минералов в породе.

Благодарность: авторы благодарят своих коллег Л.А. Зырянову, В.К. Герасимова и Е.Н. Москвичева за предоставленные образцы, их подготовку для исследований и помощь в проведении структурного анализа.

Список литературы

Шрифт Times New Roman 10 pts. Формат ссылок следующий: ФИО авторов, название журнала / книги, год выпуска 1958, номер тома, номера страниц с. 123-456.

1. А.М. Сазонов, С.Д. Кирик, С.А. Сильянов, и др., Минералогия 2016, 3, с. 53-70.
2. А. М. Сазонов, Е. А. Звягина, С. А. Сильянов и др., Геосферные исследования 2019, 1, с. 17-433.
3. E.A. Naumov et al., Geoscience Frontiers 2025, 16, 101953.

ЭНЕРГЕТИКО-КИНЕТИЧЕСКОЕ SPH-МОДЕЛИРОВАНИЕ НАРУШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ И ВЗРЫВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

И.Е. Шиповский

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова

Российской академии наук, Россия, Москва

Email: iv_ev@mail.ru

Для динамических и взрывных задач геомеханики существенна не только фиксация момента достижения предельной прочности горной породы, но и описание времени перехода от докритического состояния к локализованному разрушению, фрагментации и переносу разрушенной массы. В этой связи предлагается интегрировать модифицированный метод сглаженных частиц (SPH) с адаптированной к геомеханике кинетикой Ли-Тарвера [1] для описания переходного состояния нарушения прочности горных пород. Такая постановка соответствует следующей логике: энергетическая подпитка процесса, стадийный переход, формирование активной зоны и обратные связи между поврежденностью, жесткостью и прочностью рассматриваются в единой расчетной схеме.

Ключевым элементом развитой геомеханической модели является внутренняя переменная F , $0 \leq F \leq 1$, характеризующая степень активации локализованного разрушения. При $F = 0$ геосреда находится в практически интактном или докритическом состоянии; при $F \rightarrow 1$ реализована активная стадия с выраженной деградацией свойств и возможной потерей сплошности. Скорость перехода задается не внешним переключателем, а эволюционным законом с пороговой активацией:

$$\frac{dF}{dt} = I(1 - F)^b \langle \Psi - \Psi_c \rangle^a + G F^m (1 - F)^n, \quad 0 \leq F \leq 1, \quad \langle z \rangle = \max(z, 0).$$

Здесь Ψ - обобщенный драйвер процесса, Ψ_c - порог перехода, I и G - параметры инициирования и нелинейного роста, а множители $(1 - F)$ ограничивают кинетику истощением ресурса среды. В качестве Ψ могут использоваться инварианты напряженного состояния, удельная энергия деформирования, интенсивность сдвиговых деформаций, давление газа или их взвешенная комбинация.

Бессеточная лагранжева аппроксимация метода SPH [2] используется как вычислительная форма этой кинетики. Для произвольного поля $A(x)$ базовые SPH-соотношения имеют вид

$$\langle A(x) \rangle = \int \Omega A(x') W(x - x', h) dx', \quad \langle A_i \rangle = \sum_j \left(\frac{m_j}{\rho_j} \right) A_j W_{ij}, \quad \rho_i = \sum_j m_j W_{ij},$$

$$\frac{dv_i}{dt} = \sum_j m_j \left(\frac{\sigma_i}{\rho_i^2} + \frac{\sigma_j}{\rho_j^2} + \Pi_{ij} \right) \nabla_i W_{ij} + b_i, \quad \sigma = -pI + s.$$

Давление p определяется уравнением состояния, девиаторная часть s - выбранной прочностной моделью для хрупкой или квазихрупкой горной породы. Связь кинетики с механическими свойствами задается деградационными соотношениями

$$E(F) = E^0(1 - \alpha_{EF}), \quad c(F) = c^0(1 - \alpha_{cF}), \quad \varphi(F) = \varphi^0(1 - \alpha_{\varphi F}).$$

Рисунок 1 показывает, что траектория разрушения не задается заранее, а возникает как результат локального превышения энергетико-прочностного драйвера, перераспределения напряжений и роста F .

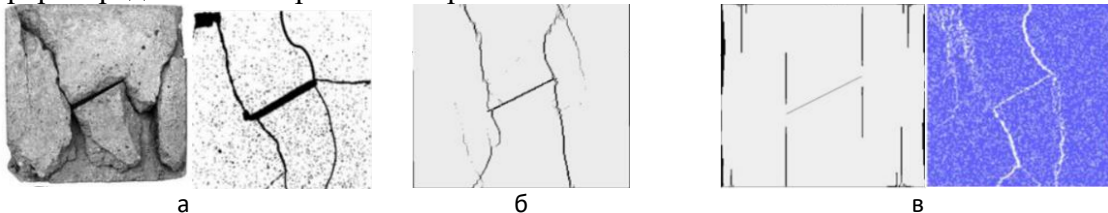


Рисунок 1 – Верификация SPH-модели на одноосном сжатии образца с исходной трещиной: сопоставление картины разрушения (б) с экспериментом (а) и альтернативными численными расчетами (в).

Это принципиально отличает предлагаемую постановку от чисто критериального подхода, где условие прочности фиксирует только допустимость разрушения, но не описывает его пространственно-временную организацию.

Для задач взрывного воздействия расчетная схема дополняется источником импульсной энергии, уравнением состояния продуктов взрыва или эквивалентным давлением в зарядной полости, контактным взаимодействием фрагментов и возможностью формирования новых свободных поверхностей. SPH-представление позволяет вести сквозной расчет больших деформаций [3] без перестроения сетки: активная зона, радиальные трещины, зона дробления и последующий разлет частиц формируются в текущей конфигурации расчетных частиц.

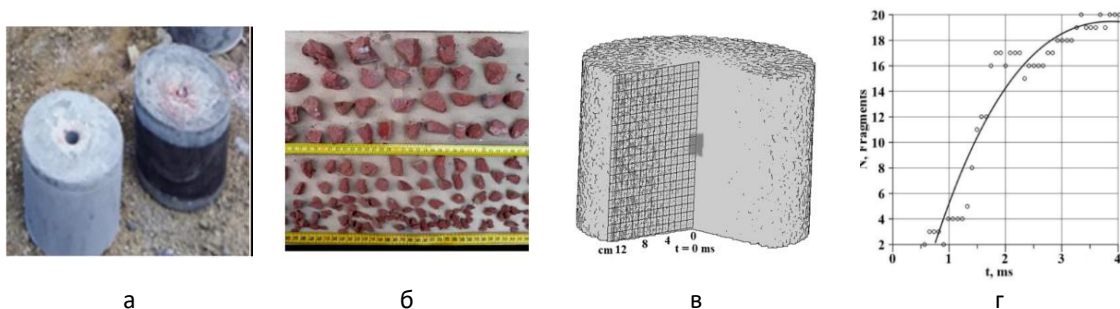


Рисунок 1 – Тестовый расчет опытного взрыва: (а) испытываемые образцы, (б) фрагменты разрушенной модели, (в) расчетная модель, (г) сопоставление динамики суммарного числа фрагментов с экспериментом.

Полученные тестовые расчеты подтверждают то, что модифицированный SPH метод является вычислительной основой энергетически согласованного моделирования больших деформаций, локализованного разрушения, фрагментации и переноса разрушенной массы без априорного задания геометрии разрушения. Согласование с кинетическим уравнением $F(t)$ обеспечивает физическую интерпретацию стадийности: инициирование - ускоренный рост - насыщение. Верификация проводится не только по визуальному совпадению трещин, но и по количественным метрикам, и RMSE по контрольным величинам.

Таким образом, предложенная интеграция SPH и кинетики переходного состояния Ли-Тарвера переводит расчет реакции массива на динамическое, в том числе взрывное, воздействие от описания момента разрушения к моделированию механизма его развития. Научная новизна состоит в согласовании пороговой прочностной логики с эволюционной переменной F и бессеточной лагранжевой дискретизацией, что позволяет рассматривать активную зону как результат расчета, а не как исходное геометрическое предположение.

Список литературы

1. Lee E.H., Tarver C.M. Phenomenological model of shock initiation in heterogeneous explosives // *Physics of Fluids*. 1980. Vol. 23, No. 12. P. 2362–2372. DOI: 10.1063/1.862940..
2. Шиповский И.Е. Расчет хрупкого разрушения горной породы с использованием бессеточного метода / И.Е.Шиповский // *Науковий вісник НГУ- Дніпропетровськ*, 2015.-Вип.1(145). - С.76-82.
3. Trofimov V. A., Efremovtsev N. N., Shipovskii I. E. Features and Some Results of the SPH Method Application for Assessing the Factors of Explosion Action // *Russian Physics Journal*. – 2024. – Vol. 67, No. 9. – P. 1428–1433. – DOI 10.1007/s11182-024-03264-4.

ОСОБЕННОСТИ ФИЗИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ АККОМОДАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ И МИНЕРАЛАХ РАЗЛИЧНОГО ГЕНЕЗИСА

М.Е. Меженев^{1,2}, А.А. Куклина^{1,2}, Д.В. Зайцев^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

² Уральский государственный горный университет, г. Екатеринбург, Россия

E-mail: makxsm3121@gmail.com

Данная работа направлена на изучение особенностей механизма аккомодации напряжений в материалах различного генезиса (геологического, биологического). Изучена морфология трещин в породах разного генезиса: скорлупе птичьих яиц, эмали зубов, серпентинита, гранита и других в сравнении с материалами, демонстрирующими хрупкое и вязкое поведение. Анализ хода деформационных кривых образцов показал, что общим является незначительная деформация перед разрушением (0,2% - 0,5%, а кривую можно аппроксимировать прямой). Такой тип поведения оценивается как хрупкий, что свойственно твердым телам с ковалентной связью. Анализ изломов, морфология которых близка к хрупкому транскристаллитному разрушению, подтверждает этот вывод. Рост трещин в горных породах оказывается заторможенным. *In situ* испытания на изгиб показали, что трещины в скорлупе можно подрачивать. На момент появления трещина пересекает выгнутую поверхность образца от края до края по ломаной траектории. Дополнительный изгиб образца приводит к увеличению ее ширины, но не к его распаду на части. Берега трещин неровные и размыты, как края трещин в металлах. Опасные трещины в горных породах пересекали образцы перпендикулярно направлению растяжения. Их вершины были острыми, но углы раскрытия составляли 10-15 градусов. Ширина трещины зависела от величины деформации на данном участке. Сравнение с трещиной в шейке алюминия указывает на наличие общего в их морфологии: траектория определяется геометрией нагрузки, она имеет ломанный профиль, неровные края и состоит как из слившихся, так и из неслившихся порообразных трещин. То есть на микроскопическом масштабе наблюдается отклонение от хрупкого поведения.

Наличие пластической зоны перед трещиной является признаком вязкого разрушения. Однако ее наблюдение в объемных образцах горных пород затруднено из-за их плохой деформируемости. Задача решается в тонких образцах горной породы с помощью оптического микроскопа, работающего в проходящем свете. Порообразные трещины наблюдались в утоненном материале перед вершиной магистральной трещины в тонких образцах серпентинита и эмали зубов. ТЕМ исследование модельных материалов показывает, что утонение породы около опасной трещины имеет место и на более мелком масштабе, чем микроскопический. Также на вклад вязкого механизма указывает порообразная форма трещиноподобных дефектов в фольгах. Предполагается, что в модельных материалах активизируется дополнительный канал аккомодации напряжений. Его вклад в поведение породы много меньше вклада основного канала – растрескивания. В итоге поведение породы при изгибе в макроскопическом масштабе определяется ковалентной химической связью и может быть аттестовано как хрупкое. С

другой стороны, его влияние достаточно велико, чтобы опасная трещина в горных породах, выглядела как вязкая на микроскопическом масштабе.

Выражается благодарность Министерству образования и науки Российской Федерации за финансовую поддержку через проект тематики научных исследований, включаемых в планы научных работ научных организаций и образовательных организаций высшего образования, осуществляющих научные исследования за счет средств федерального бюджета (код научной темы № FEUZ-2026-0007).

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ ПОЛИМЕРНЫХ НЕТКАНЫХ ВОЛОКНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

А.А. Ольхов^{1,2,3}, **Д.Н. Бемов**^{1,3}, **О.И. Хан**¹, **А.С. Курнос**⁴, **В.С. Маркин**², **Ю.Н. Зернова**², **П.М. Тюбаева**^{1,4}, **С.Г. Карпова**⁴, **А.Л. Иорданский**²

¹ Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова, Россия, г. Москва

² ФИЦ химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Россия, г. Москва

³ АО «Кимрская фабрика им. Горького», Россия, Тверская обл., г. Кимры

⁴ Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Россия, г. Москва

E-mail: aolkhov72@yandex.ru

Использование ряда природных полимеров, например, поли-(3-гидроксibuтирата) или полимолочной кислоты, создает дополнительные преимущества при разработке волоконных и матричных систем для экологических задач и в биомедицине. Они биосовместимы и одновременно проявляют свойства контролируемой биодеструкции без образования токсичных продуктов. [1-2]. Фибриллярные матрицы и маты, образованные полученными нановолокнами, создают благоприятные условия для свободной миграции и пролиферации клеток в трехмерном пространстве каркасных структур, и, соответственно, обеспечивают высокое интеграционное сродство материала к живым тканям организма [3]. Они активно используются при конструировании биосенсоров, наночистот, для раневой терапии, с целью иммобилизации ферментов, при создании пролонгированных и адресных средств доставки ЛВ и в других областях современной биологии и медицины [4].

В докладе рассмотрена морфология и принципы формирования надмолекулярной структуры полимерных нетканых волокнистых материалов, полученных методом электроформования на основе кристаллизующихся природных и синтетических полиэфигов: поли-3-гидроксibuтирата, полилактида, поликапролактона. Рассмотрены вопросы модификации этих полимеров поливинилпирролидоном, графеном, металлокомплексами тетрафенилпорфирина, дипиридамола, наночастицами окиси титана и кремния, гемином, хлорофиллом. Цель настоящей работы – изучение влияния структуры ультратонких волокон ПГБ на морфологию нетканых волокнистых материалов.

Для получения волокон готовили формовочные растворы в хлороформе с концентрацией полимеров 7-15 масс.%. Формование проводили с помощью лабораторной установки, состоящей из стеклянного рабочего сосуда, к которому подводится электрическое напряжение и металлического капилляра, на конце которого формируется капля, трансформирующаяся в струю (рис. 1, а, б).

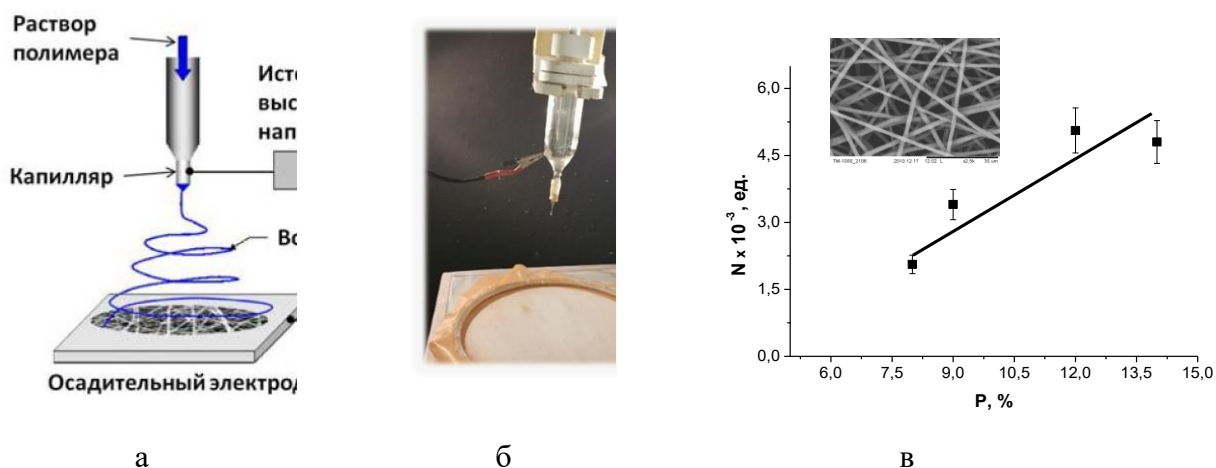


Рис. 1. Схема электроформования (а), рабочий узел установки электроформования (б) и зависимость количества мезенхимальных стволовых клеток от диаметр волокон (на вставке полученный нетканый волокнистый материал (СЭМ) (в)).

Данные полимеры хорошо гидролизуются в условиях окружающей среды, что делает их незаменимыми для создания экологически безопасных биоразлагаемых изделий одноразового применения. Будут рассмотрены основные области применения нетканых волокнистых материалов на основе биополимеров: матрицы программируемого высвобождения лекарств, антибактериальные волокнистые материалы, экологичные биodeградируемые сорбенты, скаффолды для тканевой инженерии, биорезорбируемые имплантаты, защитные и фильтрующие материалы различного назначения. Будет проанализировано влияние морфологии волокнистых материалов на комплекс эксплуатационных свойств, например, влияние диаметра волокон на пролиферацию модельных живых клеток (рис. 1, в).

Основной акцент в докладе будет сделан на зависимости структурообразования полимера при формировании волокна по технологии электроформования в зависимости от природы и концентрации низкомолекулярных и высокомолекулярных модификаторов. Для исследования процессов кристаллизации волокон использован комплекс структурно-динамических методов анализа: электронный парамагнитный резонанс, рентгеноструктурный анализ, дифференциально сканирующая калориметрия, инфракрасная спектроскопия, сканирующая электронная и атомно-силовая микроскопия. Будут приведены зависимости некоторых эксплуатационных характеристик модифицированных волокнистых материалов: физико-механические, диффузионные, сорбционные, биомедицинские и др.

Список литературы

1. K. Ariga, A. Vinu, M. Miyahara, Current Nanoscience 2006, 2, p. 197.
2. J.L. Mann, A.C. Yu, G. Agmon, E.A. Appel, Biomaterials Science 2018, 6, p. 10.
3. R.M. Streicher, M. Schmidt, S. Fiorito, Nanomedicine 2007, 2, p. 861.
4. S.G. Karpova, A.A. Olkhov, I.A. Varyan, E.P. Dodina, Y.K. Lukanina, N.G. Shilkina, A.A. Popov, A.A. Vetcher, A.G. Filatova, A.L. Iordanskii, J. Compos. Sci. 2025, 9, p. 355.

Научное издание

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

Тезисы LXIX Международной конференции памяти академика В.М. Счастливцева 15 июня 2026 г.
г. Екатеринбург

Электронное издание

Ответственный редакторы Д.В. Зайцев

Компьютерная верстка Д.В. Зайцев

Дизайн обложки Д.В. Зайцев

620144, г. Екатеринбург, ул. Куйбышева, 30
ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет»