



Уральский государственный
горный университет
ПЕРВЫЙ ВУЗ УРАЛА

XXII

УРАЛЬСКАЯ
ГОРНОПРОМЫШЛЕННАЯ
ДЕКАДА

1-10 АПРЕЛЯ 2024 ГОДА

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

LXVII Международной конференции
«Актуальные проблемы прочности»
2 - 5 апреля, 2024 года
Екатеринбург, Россия



СПОНСОР

SIAMS ®

Автоматизация микроструктурных исследований

Компания SIAMS (ООО «СИАМС»)

info@siams.com siams.com

+7 (343) 379 00 34

Екатеринбург, Коминтерна, 16,
офис 604





Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Уральский государственный горный университет»

XXII УРАЛЬСКАЯ ГОРНОПРОМЫШЛЕННАЯ ДЕКАДА

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

LXVII Международной конференции
«Актуальные проблемы прочности»
2 – 5 апреля, 2024 года
Екатеринбург, Россия

Екатеринбург 2024

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 вопросы прочности: Сборник тезисов LXVII Международной конференции (г. Екатеринбург, 2 апреля 2024 г.) / отв. редакторы Д.В. Зайцев. – Екатеринбург: Изд-во УГГУ, 2024. – 342 с.

В сборнике тезисов представлены результаты исследований, представленные на LXVII Международной конференции специалистами в области прочности и пластичности из России и из 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, 2024
© Авторы, постатейно, 2024

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Почётный председатель

Счастливец В.М., д.т.н., академик РАН (ИФМ УрО РАН, Екатеринбург).

Председатель

Горностырев Ю.Н., д.ф-м.н. (ИФМ УрО РАН, Екатеринбург).

Заместитель председателя

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

Учёный секретарь

Куклина А.А., к.т.н. (УГГУ).

Состав

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

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

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

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

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

Кайбышев Р.О., д.ф-м.н. (БелШУ, Белгород);

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

Панфилов П.Е., д.ф-м.н. (УрФУ, Екатеринбург);

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

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

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

Рыльцев Р.Е., д.ф-м.н. (Имет УрО РАН, Екатеринбург),

Симисинов Д.И., д.т.н. (УГГУ, Екатеринбург).

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

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Секция 1 «Физика прочности и пластичности»	18
С.В. Астафуров, Е.Г. Астафурова, Е.В. Мельников, А.С. Нифонтов, Е.А. Колубаев Влияние соотношения никеля и алюминия, подаваемых в процессе электронно-лучевого аддитивного производства, на структуру и фазовый состав получаемых интерметаллических сплавов	18
С.М. Биттер, С.Л. Гирсова, Т.М. Полетика Влияние термообработок на структуру и механические свойства нанокристаллического стареющего сплава TiNi.....	19
Р.З. Валиев Сверхпрочность наноструктурных металлических материалов: физическая природа и инновационные применения.....	20
А.В. Выродова, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков Влияние двойникового и ГЦК-ГПУ мартенситного превращения на коэффициент деформационного упрочнения в монокристаллах CoCrFeNiMn высокоэнтропийных сплавов.....	21
И.М. Подсекина, Т.С. Лысенкова, К.И. Пекрескокова, Д.В. Зайцев, А.А. Куклина, П.Е. Панфилов Деформационное поведение Ti-4Al-3V при одноосном растяжении.....	22
Д.Ю. Гуртова, А.В. Лучин, Е.Г. Астафурова Микроструктура и фазовый состав среднеэнтропийного сплава Fe ₄₀ Mn ₄₀ Co ₁₀ Cr ₁₀	23
М.Ю. Гуткин Дислокационные механизмы релаксации напряжений несоответствия в кристаллических наногетероструктурах.....	24
Г.С. Давдян, Б.Б. Страумал, Н.С. Афоникова, А.С. Горнакова, А.В. Дружинин, В.И. Орлов Влияние термической обработки и доли ванадия в сплавах Ti-V, на фазовый состав и механические свойства после КВД обработки...	26
Е.Е. Дамаскинская, В.Л. Гиляров Особенности зарождения и эволюции дефектов (кластеров разорванных связей) в модели дискретных элементов.....	28
Д.В. Дедова, М.И. Мартиросов, Л.Н. Рабинский Исследование динамики плоских и цилиндрических трехслойных панелей с наполнителем при наличии дефектных зон различной конфигурации.....	30
М.С. Дмитриенко, М.В. Жердева, Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков Односторонний и двусторонний эффект памяти формы в [001]-монокристаллах Ni ₄₄ Fe ₁₉ Ga ₂₇ Co ₁₀	32
М.В. Жердева, Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков Влияние ориентации на функциональные свойства монокристаллов TiNi, состаренных под сжимающей нагрузкой и в свободном состоянии.....	34
Д.А. Иванова, М.С. Слободян, А.А. Клопотов, А.М. Устинов, С.Э. Буцыкин, В.А. Клименов, Г.Г. Волокитин Анализ полей деформаций при одноосном растяжении биметаллических соединений пермаллоя 79нм и стали 08 выполненной контактной точечной микросваркой.....	35
С.А. Баранникова, С.В. Колосов, П.В. Исхакова Об эволюции паттернов локализованной пластичности в медно-никелевом сплаве.....	37
М.П. Кащенко, Н.М. Кащенко ЭПЭ и «Прицельный механизм» попадания массивных электронных пар в стопоры источников Франка-Рида.....	39

<i>М.П. Кащенко, Н.М. Кащенко</i> Массивные электронные пары как возможные инициаторы электропластического эффекта.....	41
<i>С.А. Красницкий, А.Г. Шейнерман, М.Ю. Гуткин</i> Высокотемпературное разрушение керамических материалов на основе Al_2O_3	42
<i>И.Д. Курлевская, Э.И. Янушоните, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков</i> Влияние термообработки на термоупругие мартенситные превращения и эластокалорический эффект в сплавах NiFeGa(B).....	44
<i>О.Ю. Виленский, С.А. Душев, Д.А. Лапшин, В.В. Шорохов</i> Математическое моделирование соударения турбины самолета о ТУК на высоких скоростях.....	46
<i>Г.А. Мун, Ю.В. Соловьева, О.Д. Пантюхова, Я.Д. Липатникова</i> Кривые деформационного упрочнения интерметаллидов в математической модели дислокационной кинетики.....	48
<i>Я.Д. Липатникова, Г.А. Мун, Ю.В. Соловьева</i> Многоуровневая модель деформации и разрушения металлических слоистых композитов.....	49
<i>П.А. Логинов, А.А. Зайцев, Е.А. Левашов</i> Исследование механизмов деформации высокоэнтропийных сплавов CoCrCu _x FeNi in situ ПЭМ методом.....	50
<i>А.А. Скиричникова, Г.М. Марков, П.А. Логинов</i> Влияние модифицирующих добавок МАХ-фаз на механические свойства сплавов на основе алюминидов титана	52
<i>Н.А. Махутов, И.В. Макаренко, Л.В. Макаренко</i> Исследование объемной кинетики трещин в аустенитной стали с учетом анизотропии свойств и упругопластических деформаций.....	53
<i>Н.Н. Куранова, В.В. Макаров</i> Влияние механо-термической обработки на структуру и механические свойства объемных сплавов никелида титана с эффектами памяти формы.....	54
<i>А.Е. Медведев, О.О. Жукова, М.Ю. Мурашкин</i> Влияние деформационной обработки на микроструктуру и свойства сплава Al-0.5Fe-0.3Cu, полученного литьем в электромагнитный кристаллизатор.....	56
<i>Е.В. Мельников, А.В. Лучин, С.В. Астафуров, Е.Г. Астафурова</i> Влияние легирования азотом на микроструктуру и механические свойства среднеэнтропийного сплава Fe ₃₅ Ni ₁₅ Mn ₂₀ Cr ₂₀ Co ₂₀	57
<i>А.Ю. Моркина, Д.В. Таров, Д.У. Абдуллина, С.В. Дмитриев</i> Экспериментальное изучение эффекта электроползучести на образцах из медной проволоки.....	58
<i>М.В. Надежкин, С.А. Баранникова</i> Локализация пластической деформации высокоэнтропийного сплава Кантора.....	59
<i>М.В. Нарыкова, Б.К. Кардашев, В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, А.И. Лихачев, А.А. Левин, О.В. Амосова</i> Термостабильность упруго-пластических свойств алюминиевого сплава АД1 в различных структурных состояниях.....	61
<i>Д.В. Орлова, М.В. Надежкин, Г.В. Шляхова, Н.Н. Сороков</i> Влияние неоднородного структурно-фазового состояния на характер локализации пластической деформации.....	63
<i>Т.С. Орлова, Д.И. Садыков, М.Ю. Мурашкин, А.А. Левин, А.И. Лихачев, Д.А. Кириленко</i> Влияние состояния границ зерен на механические свойства ультрамелкозернистых сплавов Al-Mg-Zr при низких температурах.....	65

<i>Д.А. Осипов, И.В. Смирнов, К.В. Гриняев, И.А. Дитенберг</i> Особенности разрушения образцов Ni ₃ Al, полученных искровым плазменным спеканием, в зависимости от предварительной механической активации.....	67
<i>О.М. Остриков</i> Использование методики индентирования поверхности для исследования закономерностей негомогенной пластической деформации металлических стекол, подвергнутых ионной имплантации.....	68
<i>М.С. Пархоменко, А.И. Базлов</i> Эволюция структуры и свойств аморфных металлических сплавов на основе циркония под действием интенсивной пластической деформации.....	69
<i>Д.А. Петров, М.Ю. Гуткин</i> Критические условия образования дислокации несоответствия в двухслойном цилиндре.....	70
<i>А.Н. Петрова, И.Г. Бродова, В.В. Астафьев, Д.Ю. Распосиенко, А.О. Курышев, А.Н. Балахнин, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк</i> Модификация поверхности Zr-Nb сплава лазерной обработкой наносекундной длительности.....	72
<i>Н.А. Полехина, К.В. Спиридонова, В.В. Осипова, И.Ю. Литовченко, В.М. Чернов, М.В. Леонтьева-Смирнова</i> Микроструктура и механические свойства жаропрочной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 после длительного старения при 450 °С.....	73
<i>Н.А. Полехина, И.Ю. Литовченко, С.А. Аккузин, К.В. Спиридонова, В.В. Осипова, В.М. Чернов, М.В. Леонтьева-Смирнова</i> Деформированная микроструктура и механизмы разрушения малоактивируемой 12 % сг ферритно-мартенситной стали эк-181 после выдержки в жидком свинце.....	75
<i>В.А. Андреев, Н.В. Лайшева, С.О. Рогачев, Д.В. Тен, А.А. Шамхалова, А.Е. Шелест, В.С. Юсупов</i> Влияние знакопеременной деформации изгибом на механические свойства полосы из алюминиевого сплава ВД1.....	77
<i>В.А. Андреев, А.В. Дорошенко, Р.Д. Карелин, В.С. Комаров, Н.В. Лайшева, Е.А. Наумова, С.О. Рогачев, Н.Ю. Табачкова</i> Влияние равноканального углового прессования на микроструктуру и механические свойства сплавов Al-Ca-(Fe, La)..	78
<i>А.А. Сараева, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков</i> Напряжения $\sigma_{0.1}$ ГЦК-фазы и циклическая стабильность эффекта памяти формы при ГЦК-ГПУ мартенситном превращении в монокристаллах высокоэнтропийного сплава Cr ₂₀ Mn ₂₀ Fe ₂₀ Co ₃₇ Ni ₃ ..	79
<i>А.Э. Свирид</i> Формирование микроструктуры, фазовые превращения и механические свойства сплавов на основе меди с эффектом памяти формы.....	80
<i>Н.В. Скиба, Т.С. Орлова, М.Ю. Гуткин</i> Влияние температуры деформации на предел текучести в ультрамелкозернистом сплаве алюминия Al-Cu-Zr с нанопреципитатами в границах зерен.....	81
<i>И.В. Смирнов, В.И. Толстихин</i> Микроструктура и микротвердость сплава V-W-Cr-Zr в зависимости от степени деформации кручением под высоким давлением...	83
<i>М.А. Сокоиков, М.Ю. Симонов, В.В. Чудинов, В.А. Оборин, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк</i> Изучение механизма локализации пластического сдвига при высокоскоростном нагружении как результата самоорганизованного поведения ансамблей мезодефектов.....	84
<i>Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, В.П. Пилюгин, О.Д. Пантюхова, О.А. Куц, М.В. Геттингер</i> Механизмы деформационной фрагментации и особенности формирования субструктур при мегапластической деформации монокристаллов сплавов атомно-упорядоченных по типу L1 ₂	85

<i>И.В. Строчко, Е.В. Убийвовк, М.С. Пархоменко, А.И. Базлов</i> Исследование влияния замены молибдена на ванадий в аморфных квази-высокоэнтропийных сплавов системы Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-B на структуру и термические свойства.....	86
<i>З.С. Тураева, О.А. Яковцева, А.В. Михайловская</i> Влияние примеси кремния на показатели сверхпластичности сплава системы Al-Mg-Mn-Cr-Zr.....	87
<i>А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг</i> Механизмы пластической деформации и разрушения в ОЦК сплавах в условиях их фазовой нестабильности в полях напряжений.....	89
<i>Н.В. Урцев, П.А. Ухина, М.Л. Лобанов, С.И. Платов, А.В. Шмаков</i> Теплофизические свойства низкоуглеродистой трубной стали.....	90
<i>Н.В. Урцев, М.Л. Лобанов, С.И. Платов, Д.Д. Садский, П.А. Ухина</i> Влияние температуры горячей прокатки листов высокопрочной трубной стали на их сопротивление разрушению.....	92
<i>М.Н. Фатыхова, К.А. Купцов, А.Н. Шевейко, Д.В. Штанский</i> Многокомпонентные покрытия Fe-Co-Cr-Ni-(Cu) для защиты от трибокоррозии и биологического обрастания в морской воде.....	94
<i>В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов, М.В. Бойцова, С.Н. Плужников</i> Импульсное электромагнитное воздействие на металлические аморфные сплавы при механическом нагружении.....	95
<i>А.Э. Федосеева</i> О влиянии легирования на жаропрочные свойства 9-10% Cr сталей мартенситного класса.....	97
<i>А.А. Фрик, М.А. Никитина, А.В. Ганеев, Р.К. Исламгалиев</i> Прочность и ударная вязкость УМЗ ферритно-мартенситной 12% Cr стали после комбинированной деформационно-термической обработки.....	99
<i>П.А. Хазов</i> Упруго-пластическое деформирование и разрушение бетонов, заключенных в оболочку из различных материалов.....	100
<i>Ю.П. Шаркеев, А.Ю. Ерошенко, Е.В. Легостаева, Н.А. Лугинин</i> Ультрамелкозернистые металлы и сплавы для медицинских приложений.....	102
<i>Р.Э. Шевчук, С.А. Красницкий, А.М. Смирнов, М.Ю. Гуткин</i> Конечно-элементное моделирование дисклинационных дефектов.....	104
<i>В.В. Ющук, А.А. Комиссаров, К.А. Коновалова, А.А. Токарь</i> Влияние легирующих элементов на механические и коррозионные свойства новых экономнолегированных трубных сталей на базе стали 15ХФ.....	107
<i>В.П. Пилюгин, Д.В. Зайцев, Д.И. Мелкозёров, П.Е. Панфилов, А.М. Пацелов, К.А. Постовалова, Д.А. Сосян</i> Структурные превращения и деформационное упрочнение тугоплавких металлов.....	108
<i>Т.П. Толмачев, В.П. Пилюгин, А.М. Пацелов, Е.А. Толмачева, Д.А. Шишкин, А.Э. Свирид, К.А. Постовалова, Д.А. Сосян, Д.И. Мелкозеров, А.В. Плотников, Р.В. Чурбаев</i> Неравновесные сплавы Au и Co, полученные большими пластическими деформациями.....	109
Секция 2 «Физическое металловедение»	111
<i>Б.Б. Страумал, А.С. Горнакова, А.А. Мазилкин, А. Корнева, П. Земба</i> Диффузионные и мартенситные фазовые превращения в титановых сплавах при кручении под высоким давлением.....	111

С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко, Н.А. Полехина, К.В. Спиридонова, Е.Н. Москвичев, А.В. Ким, В.В. Осипова, В.М. Чернов Особенности формирования дисперсных частиц М23С6 в малоактивируемой аустенитной стали в процессе отжига при 700 °С.....	111
Е.Г. Астафурова, С.В. Астафуров, Е.В. Мельников, Е.А. Загибалова, А.В. Лучин Особенности сверхпластического течения в многокомпонентных сплавах CoCrFeMnNi, Fe ₂₀ Cr ₂₀ Mn ₂₀ Ni ₂₀ Co ₁₉ C ₁ и Fe ₂₀ Cr ₂₀ Mn ₂₀ Ni ₂₀ Co ₁₇ C ₃	113
Н.А. Белов, С.О. Черкасов Особенности структуры термостойкого проводникового сплава Al-4%Cu-3%Mn.....	115
Э.И. Чистюхина, М.С. Ткачев, С.С. Малофеев, А.И. Бодякова Влияние старения после обработки трением с перемешиванием на электрическую проводимость и твердость медного сплава системы Cu-Cr-Zr.....	117
Р.Р. Габбасов, Э.В. Галиева, Е.Ю. Классман, В.А. Валитов Микроструктура и механические свойства твердофазных соединений из деформируемых никелевых сплавов ЭК79 И ЭП975.....	118
Л.Е. Горлов, М.В. Главатских, М.Г. Хомутов, А.В. Поздняков Влияние Cr на микроструктуру и коррозионные свойства сплава Al-3,5Zn-3,5Mg-3,5Cu-Y.....	119
А.С. Горнакова, Н.С. Афоникова, А.И. Тюрин, А.Н. Некрасов, А. Кильмаматов, Б.Б. Страумал Влияние доли второй компоненты и термообработки в сплавах Ti-Fe на фазовые превращения, твердость и модуль Юнга материала после кручения под высоким давлением.....	121
А.С. Горнакова, Д.Б. Кабирова, А. Корнева, Б.Б. Страумал, М. Имаев, А. Кузьмин, Н.С. Афоникова, В.И. Орлов, А.Н. Некрасов, Н.Ф. Хайретдинов, Г.С. Давдиан Фазовые превращения и механические свойства высокоэнтропийного сплава TiZrHfMoCrCo после кручения под высоким давлением.....	123
А.В. Гусева, В.А. Плотников, А.С. Грязнов, С.С. Пругов Особенности накопления и возврата деформации в сплаве Ti ₅₀ Ni _{49,9} Mo _{0,1}	125
Г.С. Давдян, А.С. Горнакова, С.И. Прокофьев, Н.С. Афоникова, Б.Б. Страумал Радиальные характеристики доли фаз для сплава Ti-2 вес.%Fe после КВД обработки.....	127
В.В. Димчева, С.Г. Меньшикова Влияние высокого давления на структуру и твердость высокоэнтропийных сплавов AlNiCoFeCr, AlNiCoFeCrCu при затвердевании из расплава.....	128
И.В. Евдокимов, Е.В. Стерхов, С.А. Упоров, В.А. Быков, В.А. Сидоров Многокомпонентные металлические сплавы как перспективные материалы для датчиков давления и механической деформации.....	130
В.П. Коржов, В.М. Кийко, И.С. Желтякова Жаростойкие покрытия для многослойных Nb- И Мо-композигов с интерметаллическим упрочнением алюминидами.....	132
В.П. Коржов, В.М. Кийко, И.С. Желтякова Жаростойкость многослойных Nb- И Мо-композигов с интерметаллическим упрочнением и (Cr-C)-покрытиями.....	134
А.С. Жуйкова, С.Г. Меньшикова Структура и свойства бинарных сплавов Al-PЗМ (PЗМ: Gd/Y), полученных при затвердевании их расплавов под высоким давлением.....	136

Е.А. Загibalова, Е.Г. Астафурова Влияние ориентации кристаллической решетки на формирование упрочненных поверхностных слоев в аустенитной нержавеющей стали при ионно-плазменной обработке.....	138
Е.А. Загibalова, Д.О. Астанов, К.А. Реунова, Е.Г. Астафурова Исследование фазового состава, микроструктуры и микротвердости интерметаллидного материала на основе NiCr и Al, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства.....	140
А.А. Казакова Исследование механических свойств стали с высокой удельной прочностью на основе системы Fe-Mn-Al-Si-C.....	142
К.Ю. Карамышев, Т.И. Чащухина, Л.М. Воронова, М.В. Дегтярев Рекристаллизация СМК-сплавов Ni-xCr (x = 2; 5; 12,5 ат. %).....	143
Р.Д. Карелин, В.С. Комаров, И.Ю. Хмелевская, В.В. Черкасов, В.А. Андреев, В.С. Юсупов, С.Д. Прокошкин Проведение РКУП в оболочке никелида титана при пониженных температурах деформации.....	144
М.С. Кищик, А.А. Кищик, А.Г. Мочуговский, А.Д. Котов Исследование влияния всесторонней изотермическойковки на структуру и свойства свинцовой латуни ЛС59-1.....	145
В.С. Комаров, Р.Д. Карелин, В.В. Черкасов, В.С. Юсупов, С.Д. Прокошкин Влияние мегапластической деформации кручением в области температур динамической полигонизации на структуру и свойства никелида титана.....	147
О.Е. Корольков, В.В. Столяров Влияние скважности импульсного тока на деформационное поведение титана.....	148
К.В. Круковский, Д.Ю. Жапова, А.А. Гусаренко, С.А. Мартынов Особенности структурно-фазового состояния никелида титана, сформированного методом электронно-лучевого проволочного аддитивного производства.....	150
М.В. Майсурадзе, М.А. Рыжков, А.А. Куклина, Е.В. Антаков Усовершенствованная методика прогнозирования микроструктуры легированных сталей, формирующейся при ступенчатой закалке quenching-partitioning.....	151
Н.М. Кащенко Динамический механизм дискретного подрастания граней поверхностного мартенсита с габитусами вблизи {112}.....	153
А.Г. Мочуговский, О.А. Яковцева, А.В. Михайловская Эволюция микроструктуры в сплаве Al-Mg-Si-Cu при всесторонней изотермическойковке.....	155
Ю.С. Нечаев, Е.А. Денисов, Н.А. Шурыгина, В.П. Филиппова Калориметрические эффекты при мартенситных превращениях в сплаве TiNi с памятью формы.....	157
Д.Ю. Распосиенко Особенности микроструктуры, текстуры и свойства легких и сверхлегких конструкционных сплавов авиакосмического назначения.....	159
Е.М. Стенухов, Э.В. Галиева Микроструктура и свойства твердофазных соединений из никелевых сплавов ЭК61 и ЭП975 с различным типом упрочняющей фазы.....	161
В.Ю. Стукалов Многокомпонентные сплавы на основе амонилидов никеля и титана с термоупругим мартенситным превращением и эффектом памяти формы.....	162

<i>Р.В. Сундеев, А.В. Шалимова, А.М. Глезер, С.О. Рогачев</i> Деформационно-индуцированные структурно-фазовые превращения в металлических сплавах при кручении под высоким давлением.....	162
<i>А.А. Тагирова, Э.В. Галиева, В. А. Валитов, Е.Ю. Классман</i> Исследование микроструктуры и микротвердости в зоне твердофазного соединения никелевых сплавов ЭК61 и ЭП741НП.....	163
<i>А.Б. Тохметова, И.Д. Курлевская, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков</i> Циклическая стабильность эластокалорического эффекта в крупнозернистых сплавах NiFeGa(B)	165
<i>О.В. Трошкова, А.Г. Мочуговский, А.В. Михайловская</i> Повышение предельной растворимости в двойных сплавах Al-Zr и Al-PЗМ при механическом легировании.....	166
<i>Н.Н. Храпова, В.И. Орлов, А.В. Дружинин, Б.Б. Страумал</i> Влияние термической обработки на механические характеристики магниевого сплава ZEK100.....	168
<i>А.М. Черемнов, Е.О. Княжев, А.В. Чумаевский, А.П. Зыкова</i> Трибологические свойства композитов БрАМц9-2/W, полученных методом фрикционной перемешивающей обработки.....	169
<i>А.А. Чуракова, Е.В. Воробьев</i> Исследование влияния предварительно сформированной микроструктуры на механическое поведение сплава Ti-51.0 ат. % Ni при последующих отжигах.....	170
<i>А.А. Щербаков, В.В. Палачева, В.В. Чеверикин, И.С. Головин</i> Кинетика формирования равновесной L12 фазы и ее влияние на свойства сплавов типа Fe-27Ga.....	172
<i>Э.И. Янушоните, А.С. Ефтифеева, М.В. Жердева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков</i> Расширение температурного интервала обратимой деформации в монокристаллах CoNiAl за счет стабилизации мартенсита.....	174
Секция 3 «Физическая механика материалов»	176
<i>Е.С. Емельянова, А. Бородина, В.С. Шахиджанов, В.А. Романова</i> Деформационное поведение аддитивно изготовленного сплава AlSi ₁₀ Mg на мезо- и макроуровнях.....	176
<i>А.А. Антанович</i> Влияние давления пропитки графита свинцом на прочность композита на сжатие.....	176
<i>В.И. Смирнов, С.А. Апрошенко</i> О трещиностойкости рельса с поперечным усталостным дефектом.....	177
<i>А. Бородина, Е.М. Дымнич, А.В. Землянов, В.А. Романова</i> Влияние отжига на микроструктуру и напряженно-деформированное состояние аддитивно изготовленного сплава AlSi ₁₀ Mg. Эксперимент и моделирование.....	179
<i>В.Э Вильдеман</i> Теория закритического деформирования.....	180
<i>С.В. Gladковский, В.Е. Веселова</i> Аномальное механическое поведение и трещиностойкость сталей и сплавов с метастабильной структурой.....	182
<i>Е.М. Дымнич, В.А. Романова, О.С. Зиновьева, Р.Р. Балохонов</i> Микромеханическая модель деформационного поведения алюминиевого сплава, полученного методом селективного лазерного плавления.....	183
<i>В.В. Ким, А.С. Буяков</i> Численное моделирование напряженного состояния системы «кость-имплантат».....	184

<i>И.А. Ковалев, А.Л. Колесникова, М.Ю. Гуткин</i> Напряженное состояние цилиндрической квантовой точки в упругом полупространстве.....	185
<i>М. Писарев, В.А. Романова, Д.В. Лычагин, Р.Р. Балохонов</i> Механизмы деформации в аддитивно изготовленном олигокристалле алюминиевой бронзы....	187
<i>М. Писарев, Д.Д. Гатиятуллина, В.Р. Балохонов, В.А. Романова</i> Закономерности формирования деформационного рельефа в образцах аддитивно изготовленной стали.....	188
<i>М.В. Сергеев, Р.Р. Балохонов</i> Процессы динамического деформирования и разрушения в сварном соединении поликристаллического алюминия.....	189
<i>С.В. Смирнов, М.В. Мясникова</i> Оценка адгезионной прочности полимерных покрытий путем индентирования.....	190
<i>И.Г. Вовнова, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, Я.Д. Липатникова</i> Факторы, влияющие на движение фронтов локализации пластической деформации при растяжении.....	192
<i>В.Г. Сурсаева</i> Влияние термодинамического и кинетического факторов на удаление двойников деформации в процессе отжига.....	193
<i>В.Г. Сурсаева</i> Влияние ширины двойника на подвижность некогерентной двойниковой границы.....	194
<i>В.С. Шахиджанов, Е.С. Емельянова, В.А. Романова, Р.Р. Балохонов</i> Закономерности формирования и эволюции деформационного рельефа в поликристаллическом алюминии.....	196
Секция 4 «Металлургия и химия материалов»	198
<i>Э.И. Исхакова, А.А. Чуракова</i> Исследование коррозионной стойкости сплава $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ в различных структурных состояниях.....	198
<i>В.М. Кийко</i> Структура и прочность эвтектических волокон $Al_2O_3-AlGdO_3$, полученных различными методами.....	199
<i>В.М. Кийко, В.П. Коржов, В.И. Орлов</i> Получение и прочность слоисто-волоконистого Nb-C композита.....	201
<i>Е. Кислов, С.В. Лучников, Н.В. Селезнева, Н.В. Баранов</i> Влияние структурных и фазовых неоднородностей на сверхпроводящее состояние халькогенидов железа.....	202
<i>В.А. Комарова, Н.В. Селезнева, Н.В. Баранов</i> Текстура как способ управления свойствами композиционных материалов на основе халькогенидов переходных металлов.....	204
<i>С.Н. Мозговых, В.А. Казанцев, Н.В. Селезнева, Н.В. Баранов</i> Тепловое расширение замещённого соединения Fe_3Se_4	205
<i>Я.Ю. Слижевская, Б.Б. Страумал, В.М. Кийко</i> Смачивание поликристаллического молибдена расплавом меди.....	206
<i>В.М. Кийко, Я.Ю. Слижевская</i> Получение, структура и прочность волокон эвтектического состава $Al_2O_3-Y_3Al_5O_{12}$	207
<i>М.Н. Фатыхова, К.А. Купцов, А.Н. Швейко, Д.В. Штанский</i> Многокомпонентные покрытия Fe-Co-Cr-Ni-(Cu) для защиты от трибокоррозии и биологического обрастания в морской воде.....	209

С.Г. Шаймуратов, Е.М. Шерокалова, Д.Ф. Акрамов, Н.В. Селезнева Влияние метода получения на физические свойства композиционных материалов на основе пирротиноподобного соединения.....	210
Секция 5 «Методы изучения структуры и свойств материалов, включая методы неразрушающего контроля»	212
А.И. Андреев, А.Е. Семенов, Б.М. Славин, В.А. Чанчиков Метод исследования шероховатости на основе прецессии волчка Томпсона.....	212
Е.С. Белослудцева, Д.Е. Винокуров, В.Г. Пушкин, А.О. Гусев Исследование тонкой структуры сплавов системы Ni-Mn-Al.....	213
Е.С. Белослудцева Особенности микроструктуры при фрактографическом анализе сплавов системы Ni-Mn-Al.....	215
Е.С. Белослудцева, Т.А. Сивкова, А.О. Гусев, О.С. Сыропятова, Р.М. Кадушников, С.В. Сомина Использование нейронных сетей SIAMS для анализа изображений структуры материалов.....	217
Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова Влияние допирующих элементов на структурные свойства твердых растворов $Nd_{0.85}Mn_{0.15}Mn_{0.9}Fe_{0.1}O_3$ (M=Sr, Ba).....	219
Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова Термическая стабильность манганитов $Nd_{1-x}MxMnO_3$ (x=0; 0.15 и M=Sr, Ba) при переменном давлении кислорода.....	221
В.С. Глухов, А.А. Селезнев, Г.П. Малиновский, И.В. Яρμοшенко Методика расчета процента и класса окатанности песчаных кварцевых зерен городских современных поверхностно-депонированных отложений (на примере, г. Ростов-на-Дону).....	222
В.Б. Кулик, Х.Ф. Махмудов Кинетика и концентрационная иерархия нанодфектов процесса разрушения нагруженных материалов.....	223
Т.М. Марданишина, О.А. Яковцева, З.С. Тураева, А.В. Михайловская Влияние добавок Zn и Cu на показатели сверхпластичности в сплавах на основе системы Al-Mg.....	225
Х.Ф. Махмудов Калибровка низкочастотных шахтных датчиков и методика выделения сигналов АЭ на фоне механических помех.....	227
Мохаммад Хуссом, А.А. Степашкин Механические, электрические и термические свойства полимерного композиционного материала, на основе полисульфона.....	229
В.С. Олешко Исследование влияния оксидов металлов на определение работы выхода электронов методом контактной разности потенциалов.....	231
И.Е. Пермякова Особенности деформации и разрушения термически обработанных аморфных сплавов при индентировании.....	232
А.В. Пузатова, А.О. Товпинец, А.Д. Когай, М.А. Дмитриева Комплексный метод оценки структурных характеристик многокомпонентного бетона.....	234
Е.М. Струнгарь Исследование процессов накопления повреждений и разрушения композитных пластин с системой отверстий.....	236
Д.В. Таров, П.С. Татаринов, В.П. Татаринов, С.В. Дмитриев Установка для исследования электропластичности.....	237
Е.А. Чеботарева, Д.С. Лобанов Экспериментальное изучение механических свойств материала с технологическими дефектами с применением метода акустической эмиссии.....	238

<i>Е.А. Чеботарева, Е.М. Струнгарь, Д.С. Лобанов</i> Изучение механического поведения стеклотекстолита с системой отверстий на основе регистрации сигналов акустической эмиссии.....	240
<i>М.В. Юмашев, Т.А. Картелишвили, И.М. Афанасьев, К.А. Хмелёва</i> Анализ термоупругих напряжений в шаре с полостью из карбида циркония при импульсном нагреве.....	241
Секция 6 «Моделирование структуры и свойств конструкционных материалов»	244
<i>Ю.Н. Горностырев</i> Метастабильные нановыделения в металлических сплавах. Модельные представления и атомистическое моделирование.....	244
<i>И.В. Косарев, С.А. Щербинин, А.А. Кистанов, А.В. Шапеев, Р.И. Бабичева, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев</i> Тестирование и разработка новых межатомных потенциалов на основе точных решений нелинейных уравнений динамики решетки.....	244
<i>М.В. Петрик, И.К. Разумов, Н.В. Ершов, Ю.Н. Горностырев</i> Кинетика распада и формирование ближнего порядка в сплавах Fe-Ga и Fe-Ge.....	246
<i>В.В. Лепов, М.С. Бисонг, А.В. Григорьев, И.И. Дьячковский</i> Многоуровневое моделирование композиционных материалов и сложных систем.....	247
<i>А.А. Золотарев</i> Прочностные характеристики 3д печатных деталей для оборонной промышленности.....	249
<i>Л.Р. Ахметшин, С.С. Киселев, К.В. Иохим</i> Свойство ауксетичности в тетрахиральном метаматериале.....	250
<i>В.Р. Балохонов, Е.С. Марченко, Р.Р. Балохонов, В.А. Романова</i> Особенности локализации деформации и мартенситных превращений в поликристалле никелида титана с композитным покрытием.....	252
<i>И.А. Балякин, Р.Е. Рыльцев, А.А. Ремпель</i> Потенциалы глубокого машинного обучения для неупорядоченных систем: применимость, переносимость, предсказательная способность.....	254
<i>В.А. Брызгалов, Е.А. Корзникова</i> Первопринципное моделирование адсорбции кислорода на поверхности биodeградируемого цинкового сплава.....	256
<i>А.В. Верховых, А.А. Мирзоев</i> Влияние окружения на магнитные и структурные свойства неупорядоченной системы Fe-V.....	257
<i>А.М. Власова</i> исследование дислокационной кинетики пластической деформации магния методом молекулярной динамики.....	258
<i>Д.Д. Гатиятуллина, А.В. Землянов, Р.Р. Балохонов, В.Р. Утяганова, И.Р. Ивашов, М. Писарев</i> Исследование влияния прослойки на деформацию и разрушение дендритной структуры аддитивного алюминиево-кремниевого сплава.....	259
<i>В.Л. Гиляров, Е.Е. Дамаскинская</i> Фрактальные свойства очагов разрушения гетерогенных образцов в модели дискретных элементов.....	261
<i>М.В. Главатских, М.Г. Хомутов, А.В. Поздняков</i> Влияние Er на деформационное поведение сплава $Al_3Zn_3Mg_3Cu_{0.2}Zr$	263
<i>К.И. Глухов, В.А. Чернышев, К.Г. Никулин</i> Упругие свойства редкоземельных станнатов $R_2Sn_2O_7$ и цирконатов $R_2Zr_2O_7$ (R=La-Lu): ab initio расчет.....	264

<i>Н.А. Грачёва, Е.В. Фомин, А.Е. Майер</i> Моделирование сжатия Al-cu твердого раствора с учетом структурных фазовых переходов и дислокационной пластичности.....	265
<i>А.И. Дмитриев, А.С. Григорьев, Е.В. Шилько, А.В. Заболотский</i> Разработка двухмасштабной термомеханической модели высокотемпературного пористого керамического материала на основе смеси периклаза MgO.....	266
<i>А.В. Землянов, Д.Д. Гатиятуллина, Р.Р. Балохонов, В.Р. Утяганова, И.Р. Ивашов, Е.М. Дымнич</i> Двухуровневое моделирование деформации и разрушения аддитивных композитов.....	267
<i>К.В. Иохим, С.С. Киселев, Л.Р. Ахметшин</i> Эффект скручивания тетрахиральной структуры при изменении ее параметров.....	268
<i>А.М. Казаков, Г.Ф. Корзникова, Е.А. Корзникова</i> Влияние архитектуры медно-графенового композита на эффективность теплопередачи.....	271
<i>Н.А. Казаринов, А.А. Хворов</i> Предсказание прочности перфорированных преград с использованием искусственных нейронных сетей.....	272
<i>А.В. Караваев, Р.М. Кичигин, П.В. Чирков, В.В. Дремов</i> Атомистическое моделирование влияния микроструктуры на сдвиговую прочность конструкционных материалов.....	274
<i>Р.М. Кичигин, П.В. Чирков, А.В. Караваев, В.В. Дремов</i> Атомистическое моделирование особенностей формирования микроструктуры бинарных систем.....	275
<i>Е.А. Корзникова, В.А. Брызгалов, А.С. Семенов, С.В. Дмитриев</i> Исследование механики сжатия двумерных материалов.....	277
<i>А.И. Кочаев, П.Е. Львов</i> Расчет из первых принципов коэффициента самодиффузии по симметричным наклонным границам зерен $\Sigma 5(210)$ и $\Sigma 3(112)$ в ОЦК-железе.....	279
<i>А.Р. Кузнецов, Л.Е. Карькина, Ю.Н. Горностырев</i> Ab initio моделирование влияния сегрегаций Zn и Mg на зернограничное проскальзывание в Al.....	281
<i>А.С. Кухарева, И.Б. Поварова</i> Начально-краевая задача для пластины из сплава с памятью формы.....	282
<i>Ф.Т. Латыпов, П.А. Безбородова, Е.С. Родионов, А.Е. Майер</i> Моделирование сжатия пористых металлов методом SPH и построение определяющих уравнений с помощью машинного обучения.....	283
<i>А.Е. Майер, Е.В. Фомин, Н.А. Грачёва, В.В. Погорелко, П.Н. Майер, Б.А. Панченко</i> Методы машинного обучения для разработки определяющих уравнений металлов.....	284
<i>А.А. Мирзоев, А.В. Верховых</i> Водород в ОЦК-сплавах Fe: ab initio моделирование.....	286
<i>Е.А. Наумова, М.А. Барыкин, А.О. Бобрышева</i> Структура и свойства заэвтектических сплавов системы Al-Ca-Mn-Ni.....	287
<i>А.А. Пажин, М.О. Еремин, Ю.А. Мировой, С.П. Буякова</i> Исследование влияния структуры гетеромодульных керамик на основе карбида циркония на вязкость разрушения.....	289
<i>Б.А. Панченко, А.Е. Майер</i> Межатомный потенциал и тензорное уравнение состояния Al и Cu на основе нейронных сетей.....	290

И.Б. Поварова, А.С. Кухарева Практические рекомендации к решению задачи об устойчивости складчатой полой оболочке.....	292
В.В. Попов, И.И. Горбачев, Е.И. Корзунова Моделирование фазового состава и структуры низколегированных сталей при горячей деформации.....	293
В.В. Попов, М.Е. Ступак, М.Г. Уразалиев Самодиффузия вдоль специальных границ зерен наклона в вольфраме.....	295
Р.Е. Рыльцев, Н.М. Щелкачев, И.А. Балякин, А.О. Тупеев, Е.О. Хазиева, А.А. Ремпель Потенциалы глубокого машинного обучения для атомистического моделирования металлических расплавов.....	296
О.Ю. Виленский, А.В. Рябцов Термомеханическое взаимодействие элементов тепловыделяющей сборки активной зоны реакторов типа БН.....	298
В.П. Филиппова Применение метода молекулярной динамики для моделирования бесконечных кристаллических объектов ограниченным количеством атомов.....	299
Е.В. Фомин, А.Е. Майер Описание траекторий пластической деформации в ГЦК металлах глубокими рекуррентными нейронными сетями.....	301
Е.О. Хазиева, Н.М. Щелкачев, Р.Е. Рыльцев Межчастичные потенциалы на основе глубоких нейронных сетей для атомистического моделирования металлургических сплавов: на примере системы Fe-Cr-C.....	302
К.Ю. Хромов, В.А. Рябов, А.В. Козлов, В.Л. Панченко Многомасштабная модель ползучести в сталях с учетом микроструктуры.....	303
П.В. Чирков, Р.М. Кичигин, А.В. Караваяев, В.В. Дремов Молекулярно-динамическое моделирование образования локального порядка и первичной субмикроструктуры при затвердевании расплавов.....	304
А.В. Шанеев От квантовой механики до фазовых диаграмм с помощью искусственного интеллекта.....	305
И.Н. Бородин, А.Г. Шейнерман, М.Ю. Гуткин, А.П. Живков Дискретное моделирование сетей разрушения сложенноструктурированных керамических композитов.....	306
Секция 7 «Строение и прочность горных пород и минералов»	308
Н.Н. Ефремовцев Исследование дробящего действия взрыва и комбинированных физико-химических воздействий.....	308
А.В. Жабко Энергия горно-тектонических ударов (техногенных землетрясений) и удароопасность горных пород.....	309
Р.Д. Коровин, М.Е. Меженев, Д.В. Зайцев, П.Е. Панфилов О разрушении горных пород разного генезиса при растяжении.....	314
А.Н. Кочанов, И.Ж. Бунин Анализ микротрещин и субмикронных частиц при разрушении горных пород.....	315
Д.И. Блохин, В.И. Минаев Экспериментальные исследования деформационных характеристик песчаников при высокотемпературном воздействии.....	317
В.Н. Одинцев, В.В. Макаров О прочности массивов горных пород вблизи выработок на больших глубинах.....	319
М.В. Прошин, Т.В. Исайкова Выражение для степени приближения к предельному состоянию грунта и горных пород, зависящее от траектории нагружения.....	321

В.А. Трофимов, И.Е. Шиповский Компьютерное моделирование действия кумулятивного перфоратора при разрушении цементного камня обсадной колонны для создания зоны повышенной проницаемости вокруг скважины.....	323
М.Е. Меженев, П.Е. Панфилов, Д.В. Зайцев Механизмы аккомодации напряжений в минералах биологического генезиса и материалах на их основе.....	325
И.А. Павлов Изменение коэффициента трещиностойкости серого мрамора с разным размером зерен при умеренном тепловом воздействии.....	326
Секция 8 «Материаловедение биологических тканей и биоматериалов»	328
Г.А. Байгонакова, А.А. Шишелова, А.С. Гарин Механические свойства биосовместимых пористых никелид титановых сплавов с макроциклическими соединениями.....	328
Ж.В. Гудкина, М.Ю. Гуткин, Т.С. Аргунова Изучение механического поведения дентина как биокompозита с наноразмерной структурой.....	330
Д.В. Зайцев Методы изучения физических механизмов деформации и разрушения в материалах природного происхождения.....	331
Н.А. Лугинин, А.Ю. Ерошенко, Ю.П. Шаркеев Структура и свойства магниевого сплава Mg-Zn-Zr-Se для медицинских приложений после интенсивной пластической деформации.....	331
Е.С. Марченко, Е.Б. Топольницкий, А.В. Ветрова, К.М. Дубовиков Надежность и биосовместимость имплантатов из никелида титана и биологических тканей.....	333
П.Е. Панфилов, А.В. Кабанова, М.Е. Меженев, Д.В. Зайцев Разработка ресторативных материалов для стоматологии из скорлупы куриных яиц.....	335
В.В. Чебодаева, Н.А. Лугинин, А.Е. Резванова, Н.В. Сваровская, К.В. Сулиз Создание композитного биоразлагаемого материала на основе нанопорошка системы железо-медь.....	336
М.А. Шишкунова, Д.А. Аксенов, Э.И. Фахретдинова, Р.Н. Асфандияров, А.Г. Рааб, Е.В. Парфенов, Р.Г. Фаррахов, Ю.Р. Сементеева Исследование влияния структурных изменений на механические свойства и коррозионную стойкость сплава системы Mg-Zn-Zr после РКУП.....	338
Е.В. Лоскутников, Д.В. Зайцев, А.А. Куклина, К.И. Пекрескокова, П.Е. Панфилов Прочностные свойства дентина зубов пациентов преклонного возраста.....	339

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ, ПОДАВАЕМЫХ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА, НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОЛУЧАЕМЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

С.В. Астафуров, Е.Г. Астафурова, Е.В. Мельников, А.С. Нифонтов, Е.А. Колубаев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

E-mail: elena.g.astafurova@ispms.ru

Алюминиды никеля представляют собой интерметаллические сплавы, находящие широкое применение в машиностроении. Среди них основной интерес представляют сплавы NiAl и Ni₃Al, являющиеся перспективными высокотемпературными материалами. В частности, соединение Ni₃Al является суперсплавом с ГЦК кристаллической решеткой (сверхструктура типа L1₂), который обладает высокой прочностью в широком интервале температур, высокой коррозионной и износостойкостью и аномальной (положительной) температурной зависимостью предела текучести. Основной проблемой при производстве конечных изделий из сплавов NiAl и Ni₃Al является их низкая технологичность, определяемая низкой пластичностью данных интерметаллических соединений и склонностью к хрупкому разрушению. Это обуславливает перспективность использования современных аддитивных технологий для производства деталей машин и механизмов на основе алюминида никеля. Одним из наиболее эффективных аддитивных методов получения изделий из суперсплавов является технология проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП), не требующая использования в качестве сырья дорогостоящих порошков. Настоящая работа посвящена исследованию влияния объемного соотношения никеля и алюминия, подаваемых в процессе проволочного ЭЛАП, на микроструктуру и фазовый состав получаемых сплавов.

С использованием лабораторной ЭЛАП установки, разработанной в ИФПМ СО РАН, были получены заготовки интерметаллических сплавов с линейными размерами 120 мм × 24 мм × 7 мм. При этом использовалась технология двухпроволочной подачи проволок, которая позволяет в процессе ЭЛАП подавать одновременно две проволоки разного состава в ванну расплава или непосредственно под электронный пучок. Для ЭЛАП использовали проволоки из алюминия (сплав ESAB OK Autrod 1070, 99,8 масс.% Al) и никеля (сплав НП-2, 99,5 масс.% Ni). Были получены интерметаллические сплавы с разным объемным содержанием компонентов (Ni, Al). Для этого варьировалось соотношение скоростей подачи проволок из никеля и алюминия (Ni:Al для плавления электронным пучком в процессе ЭЛАП: 3:1 (3Ni+Al), 2:1 (2Ni+Al), 1:1 (Ni+Al), 1:2 (Ni+2Al), 1:3 (Ni+3Al)). Для исследования микроструктуры и фазового состава полученных образцов использовались металлография и растровая электронная микроскопия, микрорентгеноспектральный и рентгенофазовый анализ.

Результаты исследований показали, что сплав с содержанием компонентов Ni:Al=1:1 характеризуется однородной зеренной структурой, зерна имеют равноосную форму с размерами, находящимися в диапазоне 100-300 мкм. Основной фазой в сплаве является NiAl с небольшим содержанием фаз на основе Ni₅Al₃ и Ni₃Al.

Сплавы с более высоким содержанием никеля (Ni:Al=2:1 и Ni:Al=3:1) характеризуются неоднородной слоистой структурой. Зерна имеют вытянутую в направлении роста заготовок форму. Размер зерен находится в диапазоне 150-400 мкм. Увеличение содержания никеля в сплаве сопровождается снижением содержания фаз на основе NiAl и Ni₅Al₃, и в случае соотношения компонентов Ni:Al=3:1 сплав состоит в

основном из смеси фаз ($\gamma+\gamma'$): γ' -Ni₃Al и γ -твердого раствора замещения на основе никеля с небольшим содержанием алюминия. Необходимо также отметить, что для сплавов с равным соотношением компонентов и с повышенным содержанием никеля не выявлено присутствия непрореагировавшего алюминия.

Сплавы с повышенным содержанием алюминия (Ni:Al=1:2 и Ni:Al=1:3) состоят из четырех основных фаз: Al, Ni₂Al₃, NiAl и NiAl₃ и характеризуются сложной микро- и макроструктурой, представляющей собой металлматричный композит. В данном композиционном материале в роли матрицы выступает алюминий, в котором равномерно распределены частицы со структурой «ядро-оболочка». Такие частицы состоят из зерен Ni₂Al₃ и NiAl, окруженных «оболочками» фазы NiAl₃. Зерна Ni₂Al₃ и NiAl («ядра» частиц) обладают неправильной формой и их размер уменьшается с увеличением содержания алюминия (от 60-100 мкм при Ni:Al=1:2 до 30-50 мкм при Ni:Al=1:3). Также рост концентрации алюминия сопровождается увеличением толщины «оболочек» NiAl₃ и алюминиевых прослоек между частицами.

Таким образом, результаты исследования показали, что с использованием двухпроволочной электронно-лучевой аддитивной технологии можно получать интерметаллические сплавы на основе никеля и алюминия с заданным фазовым составом путем варьирования отношения скоростей подачи двух проволок (никеля и алюминия).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0005. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Авторы выражают благодарность к.ф.-м.н. В.Е. Рубцову и к.ф.-м.н. С.Ю. Никонову за помощь с получением материалов.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА TiNi

С.М. Биттер, С.Л. Гирсова, Т.М. Полетика

Институт Физики Прочности и Материаловедения СО РАН

E-mail: bitter_sm@ispms.ru

Уникальные механические свойства сплавов на основе никелида титана обусловлены эффектами памяти формы и сверхэластичности, в основе которых лежат термоупругие мартенситные превращения. Нанокристаллические (НК) сплавы TiNi с избытком никеля (50.6-50.9 ат. %), подверженные низкотемпературному старению с выделением когерентных частиц Ti₃Ni₄, широко используются в качестве материалов медицинского назначения. В то же время структурно-чувствительные свойства нанокристаллических стареющих сплавов TiNi изучены недостаточно. Целью настоящей работы является исследование влияния эволюции наноструктуры и системы когерентных частиц Ti₃Ni₄ с изменением температуры старения на мартенситные превращения и механические свойства нанокристаллического сплава TiNi с эффектами памяти формы и сверхэластичности.

Для исследований использовали образцы из тонокостенных трубок из коммерческого нанокристаллического сплава Ti-50.9 ат. % Ni с внешним диаметром 2,34 мм и толщиной стенок 0.23 мм. В исходном состоянии материал имел неоднородную зеренно/субзеренную наноструктуру, со средним размером структурных элементов 80 нм. Термическую обработку образцов производили в соляной ванне с выдержкой в течение 1 часа в условиях низкотемпературного старения материала (300, 350°C), интенсивного выделения частиц Ti₃Ni₄ (400, 450°C) и начала рекристаллизационных процессов (500°C). Температуры мартенситных превращений определяли методом электросопротивления. Механические испытания на одноосное растяжение в режиме «нагружение-разгрузка» и до разрушения

образцов проводили при комнатной температуре на испытательной машине LFM-125 (Walter+Bai AG). Структуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM 2100 («JEOL») в НОЦ «Нанотех» в ИФПМ СО РАН.

Показано, что закономерности пространственного распределения когерентных частиц Ti_3Ni_4 в объеме зеренно/субзеренной наноструктуры и их изменение с ростом температуры старения оказывают заметное влияние на реализацию мартенситных превращений, деформационное поведение сплава и его механические характеристики. Установлено, что изменение пространственного распределения когерентных частиц Ti_3Ni_4 в наноструктуре от их расположения на дислокациях при низкотемпературном старении до выделения на дислокационных границах в условиях интенсивного старения сопровождается изменением морфологии R-фазы от нанодоменной до самоаккомодационной пластинчатой структуры. Показано, что нанодоменная структура R-фазы способствует однородной деформации сплава при нагружении/разгрузке и стабилизации эффекта сверхэластичности. В то же время при нагружении сплава с пластинчатой морфологией R-фазы происходит формирование полос локализованной деформации путем переориентации пластин R-фазы по типу деформации Людерса.

Обсуждается возможность использования результатов при выборе режимов термообработок в технологии производства медицинских конструкций из сплава TiNi.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0004.

СВЕРХПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ: ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА И ИННОВАЦИОННЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ

Р.З. Валиев^{1,2}

¹ Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

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

Email: ruslan.valiev@ugatu.su

Наноструктурные металлические материалы с ультрамелким размером зерен, полученные интенсивной пластической деформацией (ИПД), типично проявляют очень высокие прочностные свойства, значения которых значительно выше, чем предсказывает известное соотношение Холла-Петча. Наши исследования показывают, что причиной этого является то, что ИПД не только формирует ультрамелкозернистую структуру, но и приводит к образованию других наноструктурных особенностей – дислокационных субструктур, нанодвойников, наноразмерных выделений вторых фаз, которые вносят дополнительный вклад в упрочнение [1]. При этом проведенный анализ механизмов упрочнения свидетельствует, что важный вклад в упрочнение вносят также структура и состояние границ зерен – их неравновесность и наличие зернограницных сегрегаций [2,3]. На этой основе обсуждаются модельные представления и подходы достижения в металлических материалах сверхвысокой прочности, используя ИПД.

В докладе представлены примеры реализации особопрочных состояний на ряде легких сплавов (Al, Mg и Ti) и нескольких сталях. Особое внимание уделяется анализу проблемы сочетания высокой прочности пластичности в наноматериалах, где в последние годы предложены новые подходы в решении этой проблемы, включая управление структурой границ зерен, введение нанодвойников, создание гетероструктур, которые также кратко обсуждаются в презентации [1,4].

Большой практический интерес имеет создание высокопрочных металлических материалов для медицины. Недавние разработки и исследования наноструктурных биоматериалов – технически чистого титана, Mg сплавов с использованием методов ИПД способствуют существенному увеличению их прочностных и усталостных свойств, что позволяет создавать медицинские имплантаты улучшенной конструкции и с повышенными биофункциональными свойствами для стоматологии и челюстно-лицевой хирургии [5,6].

Доклад представлен в рамках научно-исследовательского проекта РНФ № 24-43-20015.

Список литературы

1. R.Z. Valiev, B. Straumal, T.G. Langdon, Annual Review of Materials Research 2022, 52, 357-382
2. R.Z. Valiev, E.I. Usmanov, L.R. Rezyarova, Physics of Metals and Metallography 2022, 123, 1355–1361
3. М.В. Петрик, А.Р. Кузнецов, Н.А. Еникеев, Ю.Н. Горностырев, Р.З. Валиев, Физика металлов и металловедение 2018, 119, 647-652
4. I.A. Ovid'ko, R.Z. Valiev, Y.T. Zhu, Progress in Materials Science 2018, 94, 462-540
5. R.Z. Valiev, I. Sabirov, E.G. Zemtsova, E.V. Parfenov, L. Dluhoš, T.C. Lowe. Titanium in medical and dental applications / Под ред. F. Froes, M. Qian. Woodhead Publishing. 2018
6. A.A. Matchin, E.V. Nosov, A.A. Stadnikov, G.V. Klevtsov, L.R. Rezyarova, N.A. Sayapina, E.V. Blinova, R.Z. Valiev, ACS Biomaterials Science & Engineering 2023, 9, 6138-6145

ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ И ГЦК-ГПУ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА КОЭФФИЦИЕНТ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ CoCrFeNiMn ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

А.В. Выродова, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск

E-mail: wirodowa@mail.ru

На $[\bar{1}11]$ - и $[001]$ - монокристаллах ГЦК $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ (I) (ат.%) с $\gamma_0=0.18-0.20$ Дж/м² и $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{33}\text{Ni}_{7}$ (II) (ат.%) с $\gamma_0=0.14$ Дж/м² высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) исследованы температурная зависимость предела текучести $\sigma_{0.1}(T)$, механизм деформации, кривые течения и пластичность при деформации растяжением в температурном интервале от 77 до 573 К.

Показано, что в $[\bar{1}11]$ - и $[001]$ - монокристаллах ВЭС (I) температурная зависимость $\sigma_{0.1}(T)$, деформационное упрочнение и пластичность определяются скольжением и двойникованием. Температурная зависимость $\sigma_{0.1}(T)$ имеет вид, типичный для ГЦК сплавов при деформации скольжением. В $[001]$ - монокристаллах основным механизмом деформации является скольжение во всем исследованном интервале температур, а двойникование имеет место только при $T=77\text{K}$, тогда как в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах при $T<296\text{K}$ двойникование является основным механизмом упрочнения. В $[\bar{1}11]$ - и $[001]$ -монокристаллах максимальные значения пластичности $\delta=70$ и 38 % и коэффициента деформационного упрочнения $\theta=d\sigma/d\varepsilon=2700$ и 1800 МПа, соответственно, достигаются при температуре жидкого азота, когда деформация развивается двойникованием.

В $[\bar{1}11]$ - и $[001]$ -монокристаллах ВЭС (II) температурная зависимость $\sigma_{0.1}(T)$, деформационное упрочнение и пластичность определяются тремя механизмами деформации: ГЦК-ГПУ мартенситным превращением (МП), двойникованием и скольжением. Это подтверждается исследованиями температурной зависимости $\sigma_{0.1}(T)$, которая имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой. При $T=77\text{K}$ в $[\bar{1}11]$ - и $[001]$ -монокристаллах ВЭС (II) ГЦК-ГПУ МП развивается одновременно в нескольких системах с начала деформации и приводит к значительному увеличению

$\theta=4600$ и 3900 МПа и уменьшению $\delta=16$ и 14% , соответственно, по сравнению с ВЭС (I), где деформация развивается двойникованием. Увеличение температуры в монокристаллах ВЭС (II) приводит к уменьшению θ и увеличению δ , что связано со сменой механизма деформации от ГЦК-ГПУ МП к скольжению и двойникованию. При $T=300\text{K}$ в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах ВЭС (II) двойникование развивается с ранних стадий деформации и обеспечивает значения $\theta=2180$ МПа и $\delta=44\%$, которые выше, чем в $[001]$ -монокристаллах с $\theta=2100$ МПа и $\delta=39\%$, где деформация реализуется скольжением. Развитие деформационного двойникования в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах ВЭС (II) сохраняется в интервале $T=300-473\text{K}$ и обусловлено меньшим значением γ_0 , чем в ВЭС (I).

В ВЭС (II) ГЦК-ГПУ МП является обратимым, и проявляется эффект памяти формы, который зависит от ориентации кристалла. В $[\bar{1}11]$ - и $[001]$ -монокристаллах эффект памяти формы при изобарической деформации равен 5.3 и 3.3% , соответственно, а при изотермической деформации 7.4 и 6.3% , соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 22-19-00016.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ Ti-4Al-3V ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

**И.М. Подсекина¹, Т.С. Лысенкова¹, К.И. Пекрескокова², Д.В. Зайцев^{1,2},
А.А. Куклина^{1,2}, П.Е. Панфилов¹**

¹ ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия.

² ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет», г. Екатеринбург, Россия.

Email: zaytsev@m.ursmu.ru

Для данной научно-исследовательской работы была поставлена следующая цель - изучение деформационного поведения и механизмов разрушения сплава Ti4Al3V при одноосном растяжении в условиях комнатной температуры. Испытания выполняли на электромеханической разрывной машине Shimadzu AG-X 50kN со скоростью перемещения траверсы 1мм/мин.

Образцы для испытаний были вырезаны из листа в виде двухсторонней лопатки (размер: 7 мм длина рабочей области, 1 мм толщина и 3 мм ширина), вдоль и поперёк направления прокатки. Образцы вырезали при помощи электроэрозионного станка АРТА123ПРО. После их изготовления, поверхность образцов вначале полировали при помощи наждачной бумаги, а окончательно подвергали химполировке. В последствии травления на поверхности образцов стали четко заметны границы зерен. Размеры зерен были разнообразны и варьировались от 1 мм до 1см. По результатам проведенных механических испытаний зависимость прочностных свойств от направления прокатки не была выявлена. Аттестация поверхностей изломов и боковых поверхностей образца осуществляли с помощью сканера Canon V750 и электронного микроскопа SEM TESCAN VEGA™. По полученным изображениям можно увидеть, что разрушение происходило, как внутри зерна, так и по границе зерен. При этом были случаи, когда разрушение было комбинированным. Предел прочности от типа разрушения не зависел, тогда как, полная деформация была выше в случае внутризеренного разрушения и минимальна при разрушении по границе зерна. На поверхности некоторых зерен были видны полосы скольжения, в случае небольшого угла между ними и направлением растяжения. Предполагается, что направление полос связано со скольжением дислокаций по базису.

МИКРОСТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $Fe_{40}Mn_{40}Co_{10}Cr_{10}$

Д.Ю. Гуртова, А.В. Лучин, Е.Г. Астафурова

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия

Email: dasha_gurtova@mail.ru

Сплав Кантора $FeMnCrNiCo$ как самый известный представитель семейства высокоэнтропийных сплавов привлекает значительное внимание ученых в последние десятилетия, поскольку обладает превосходными механическими и физическими характеристиками [1, 2]. Однако, несмотря на это, использование этого сплава в качестве конструкционного материала ограничено вследствие низких показателей его предела текучести [3]. Одним из способов устранения данного недостатка, согласно последним работам [4, 5], является изменение состава сплава или отклонение от эквиатомной композиции, что способствует не только существенному повышению прочностных свойств сплава за счет уменьшения энергии дефекта упаковки и, как следствие, активации TWIP и TRIP эффектов, но и ощутимому снижению его стоимости.

В настоящей работе с использованием методов рентгеноструктурного анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование факторов, влияющих на формирование ϵ -фазы, а также роли термомеханических обработок в формировании структуры и фазового состава среднеэнтропийного неэквиатомного сплава $Fe_{40}Mn_{40}Co_{10}Cr_{10}$. В качестве объекта исследования был выбран многокомпонентный среднеэнтропийный сплав $Fe_{40}Mn_{40}Co_{10}Cr_{10}$ в литом, деформированном и гомогенизированном состояниях. Слитки сплава $Fe_{40}Mn_{40}Co_{10}Cr_{10}$ получены вакуумно-дуговой плавкой и литьем в атмосфере чистого аргона. Гомогенизация заготовок происходила путем холодной прокатки до степени обжатия 65 % с последующим отжигом при разных температурах (Т) и продолжительности выдержки (t) с закалкой образцов в воду: режим 1 – Т = 1200 °С, t = 2 ч; режим 2 – Т = 1200 °С, t = 1 ч; режим 3 – Т = 1100 °С, t = 2 ч; режим 4 – Т = 1100 °С, t = 1 ч.

Рассматриваемый сплав $Fe_{40}Mn_{40}Co_{10}Cr_{10}$ в литом состоянии характеризуется крупнокристаллической дендритной структурой, где помимо аустенитной γ -фазы наблюдается формирование ϵ -мартенсита. Прохождению мартенситного превращения уже в области комнатных температур способствовало обеднение дендритных областей заготовок по марганцу (до ≈ 35 ат. %), выявленное методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). Получаемую ϵ -фазу при этом можно считать термически индуцированной, поскольку она возникает не в результате пластической деформации, а вследствие охлаждения ниже точки M_N – начала мартенситного превращения при охлаждении. При этом M_N для дендритных участков, очевидно, выше комнатной температуры, а для междендритных – ниже. Обеднение дендритных областей по марганцу приводит к увеличению количества железа в них относительно междендритов, а распределение кобальта и хрома в двух областях равномерно. Объемная доля ϵ -фазы, пластины которой наблюдали методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, мала, но достаточна для обнаружения ее методом рентгеноструктурного анализа (на пределе чувствительности метода, около 5%).

Деформирование литых заготовок сплава $Fe_{40}Mn_{40}Co_{10}Cr_{10}$ путем холодной прокатки привело к формированию в результате пластической деформации в них мартенсита деформации, причем объемная доля ϵ -фазы в этом случае значительно выше, чем в случае термически индуцируемой ϵ -фазы, наблюдаемой в литом состоянии. Исследование прокатанных образцов исследуемого сплава методом просвечивающей электронной

микроскопии выявило образование структуры с высокой плотностью дислокаций и пластин мартенсита, что привело к значительному увеличению микротвердости H_{μ} таких образцов относительно показателей для литого состояния: 3,4 ГПа и 1,4 ГПа, соответственно.

Согласно результатам, полученным методами рентгеноструктурного анализа и дифракции обратно рассеянных электронов, в гомогенизированных по режимам 1-4 образцах ε -фазы обнаружено не было – фазовый состав представлен только аустенитной γ -фазой. То есть при нагреве произошло обратное мартенситное превращение. Данные ЭДС свидетельствует о равномерном распределении химических элементов по сравнению с литыми заготовками. Средние размеры зерен составили 148 ± 77 мкм, 103 ± 47 мкм, 40 ± 20 мкм, 35 ± 17 мкм для образцов, подвергнутых термомеханической обработке по режимам 1-4, соответственно. Значения микротвердости H_{μ} для гомогенизированных по режимам 1 и 4 образцов немного выше, чем в литых заготовках, и составляют 1,7 и 2,0 ГПа, соответственно. Эти различия вызваны зернограничным упрочнением, так как термомеханические обработки способствуют формированию более мелкого зерна, чем в литом сплаве.

Таким образом, в работе показано, что неравномерность распределения химических элементов, а именно обеднение дендритных областей по марганцу, обуславливает формирование ε -фазы в сплаве $Fe_{40}Mn_{40}Co_{10}Cr_{10}$ в литом состоянии. Пластическая деформация приводит к образованию деформационного мартенсита, что сопровождается увеличением микротвердости H_{μ} более чем в два раза относительно ее величины для литых заготовок. Применение же термомеханических обработок позволяет сформировать однофазную аустенитную гомогенную структуру с крупным размером зерна и микротвердостью ≈ 2 ГПа.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00261, <https://rscf.ru/project/20-19-00261/>. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Список литературы

1. B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight [et al.] *Materials Science and Engineering: A* **375-377**, pp. 213-218 (2004).
2. B. Cantor *Progress in Materials Science* **120** (2021).
3. B. Gludovatz, R.O. Ritchie *MRS Bulletin* **47**, pp.176-185 (2022).
4. D. Wei, X. Li, J. Jiang [et al.] *Scripta Materialia* **165**, pp. 39-43 (2019).
5. C. Wagner, G. Laplanche *Acta Materialia* **244** (2023).

ДИСЛОКАЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

М.Ю. Гуткин^{1, 2, 3}

¹ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия

Email: m.y.gutkin@gmail.com

Кристаллические наногетероструктуры различной архитектуры – это основная составляющая приборов и устройств современных нано- и микроэлектроники, оптоэлектроники, фотоники, плазмоники и т. д. Их физические свойства и служебные характеристики сильно зависят от остаточных упругих деформаций несоответствия, вызванных различием параметров кристаллических решеток образующих их материалов. При определенных условиях происходит релаксация этих деформаций и вызванных ими механических напряжений путем образования различных дефектов [1–4], которые могут

приводить к значительной деградации свойств наногетероструктур. Чаще всего такая релаксация осуществляется за счет появления на границах раздела дислокаций несоответствия (ДН). Теоретические и экспериментальные исследования процессов релаксации с образованием ДН проводятся с середины XX века. Однако до сих пор продолжается обсуждение вопросов об источниках, механизмах и критических условиях появления ДН в реальных кристаллических наногетероструктурах [2–4].

В настоящем докладе предложен краткий обзор теоретических моделей, описывающих дислокационные механизмы релаксации напряжений несоответствия в таких наногетероструктурах – композитных наночастицах, нанопроволоках и нанослоях.

Разработка теоретических моделей и сравнение разных механизмов релаксации приводит к выводу, что основным способом релаксации служит образование различных дислокационных конфигураций [5–7]. Для определения и анализа критических условий их формирования недавно были получены новые решения граничных задач теории упругости о круговых призматических дислокационных петлях в полом упругом шаре [8] и в упругом цилиндре [9], найдены выражения для упругой энергии таких петель [8, 9] и для энергий парного взаимодействия между ними [9, 10]. Рассчитаны также поля напряжений и энергия круговой призматической дислокационной петли, окружающей цилиндрическую полость в бесконечной упругой среде [11].

С помощью полученных решений были определены критические условия, необходимые для образования круговых петель ДН на границах раздела в композитных наночастицах и нанопроволоках типа «ядро-оболочка» с разными типами ядер. В частности, рассматривались критические условия формирования петель ДН в сплошных [12, 13] и полых [14] монокристаллических и в сплошных декаэдрических [15] сферических наночастицах. Для моделирования последних было использовано новое решение об упругих полях клиновой дисклинации в упругом шаре [16]. Исследовались случаи ядер в виде сплошного [12, 15] и полого [14] шара, а также в виде полушария, опирающегося на экваториальную плоскость наночастицы [13]. В случае нанопроволок рассматривались сплошные, свободно стоящие цилиндрические нанопроволоки типа «ядро-оболочка» [9] и нанотрубки, внедренные в упругую матрицу [11]. Все перечисленные выше модели [9–16] предполагали упругую однородность и изотропию композитных наночастиц и нанопроволок. Исследовать влияние различий в упругих модулях ядра и оболочки на критические условия образования петель ДН удалось пока только в рамках приближенных моделей [7].

Помимо анализа критических условий появления первых петель ДН изучался вопрос о равновесной (оптимальной) плотности этих дефектов в неоднородных кристаллических наноструктурах. Так, для композитной нанопроволоки типа «ядро-оболочка» была найдена равновесная плотность бесконечного периодического ряда петель ДН [9], которая хорошо совпадает с результатами прямых экспериментальных наблюдений [17]. Аналогичная задача исследовалась для композитной наночастицы с ядром в виде полушария, опирающегося на экваториальную плоскость наночастицы [13].

На основе полученного решения граничной задачи теории упругости о полях напряжений несоответствия в аксиально неоднородной нанопроволоке с плоской поперечной границей раздела [18] впервые построена модель релаксации этих напряжений за счет образования круговых призматических дислокационных петель на некотором удалении от этой границы [19]. Исследованы критические условия образования такой петли, найдены ее оптимальные радиус и расстояние до границы.

В перечисленных моделях не исследовался сам процесс образования первых ДН, и не рассчитывались энергетические барьеры для их зарождения. В следующих работах были изучены возможные механизмы образования ДН, рассчитаны соответствующие

энергетические барьеры, и из сравнения этих барьеров между собой сделаны заключения об относительной предпочтительности тех или иных механизмов релаксации. Например, рассматривались разные механизмы образования прямолинейных ДН на границе раздела в композитном нанослое, содержащем нанопроволоку прямоугольного поперечного сечения [20], и в цилиндрической нанопроволоке типа «ядро-оболочка» с ядром в виде длинной прямой призмы квадратного сечения, расположенной симметрично относительно цилиндрической поверхности оболочки [21].

Построенные модели показывают, что сочетание методов классической теории упругости и микромеханики дефектов позволяет адекватно описывать релаксацию напряжений несоответствия в рассмотренных кристаллических наногетероструктурах.

Список литературы

1. L.B. Freund, S. Suresh, *Thin film materials: stress, defect formation and surface evolution* (University Press, Cambridge, 2004).
2. M.Yu. Gutkin, A.L. Kolesnikova, A.E. Romanov, In: H. Altenbach, A. Öchsner (eds.), *Encyclopedia of Continuum Mechanics* (Springer, Berlin, Heidelberg, 2020), pp. 1778-1799.
3. A.M. Smirnov, S.A. Krasnitckii, S.S. Rochas, et al., *Rev. Adv. Mater. Technol.* **2** (3), pp. 19-43 (2020).
4. А.Е. Романов, А.Л. Колесникова, М.Ю. Гуткин, *ПММ* **86** (4), сс. 527-550 (2022).
5. L.I. Trusov, M.Yu. Tanakov, V.G. Gryaznov, et al., *J. Cryst. Growth* **114**, pp. 133-140 (1991).
6. M.Yu. Gutkin, K.V. Kuzmin, A.G. Sheinerman, *Phys. Stat. Sol. B* **248**, pp. 1651-1657 (2011).
7. M.Yu. Gutkin, *Int. J. Eng. Sci.* **61**, pp. 59-74 (2012).
8. A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, S.A. Krasnitckii, et al., *Int. J. Sol. Struct.* **50**, pp. 1839-1857 (2013).
9. A.P. Chernakov, A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, *Int. J. Eng. Sci.* **156**, 103367 (2020).
10. S.A. Krasnitckii, A.M. Smirnov, M.Yu. Gutkin, *Mater. Phys. Mech.* **44**, pp. 116-124 (2020).
11. A.L. Kolesnikova, A.P. Chernakov, M.Yu. Gutkin, et al., *Europ. J. Mech. – A/Solids* **94**, 104612 (2022).
12. М.Ю. Гуткин, А.Л. Колесникова, С.А. Красницкий, А.Е. Романов, *ФТТ* **56**, сс. 695-702 (2014).
13. M.Yu. Gutkin, A.L. Kolesnikova, D.S. Mikheev, et al., *Europ. J. Mech. – A/Solids* **81**, 103967 (2020).
14. M.Yu. Gutkin, A.L. Kolesnikova, S.A. Krasnitckii, et al., *Scr. Mater.* **83**, pp. 1-4 (2014).
15. M.Yu. Krauchanka, S.A. Krasnitckii, M.Yu. Gutkin, et al., *Scr. Mater.* **167**, pp. 81-85 (2019).
16. A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, A.V. Proskura, et al., *Int. J. Sol. Struct.* **99**, pp. 82-96 (2016).
17. R. Popovitz-Biro, A. Kretinin, P. Von Huth, H. Shtrikman, *Cryst. Growth & Design* **11**, pp. 3858-3865 (2011).
18. А.Е. Романов, А.Л. Колесникова, М.Ю. Гуткин, *Int. J. Sol. Struct.* **213**, pp. 121-134 (2021).
19. A.L. Kolesnikova, A.P. Chernakov, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, [Extr. Mech. Lett.](#) **56**, 101861 (2022).
20. K.N. Mikaelyan, M.Yu. Gutkin, E.N. Borodin, A.E. Romanov, *Int. J. Sol. Struct.* **161**, pp. 127-135 (2019).
21. A.M. Smirnov, S.A. Krasnitckii, M.Yu. Gutkin, *Acta Mater.* **186**, pp. 494-510 (2020).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ДОЛИ ВАНАДИЯ В СПЛАВАХ Ti-V, НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОСЛЕ КВД ОБРАБОТКИ

Г.С. Давдян^{1,2}, Б.Б. Страумал^{1,2}, Н.С. Афоникова¹, А.С. Горнакова¹,
А.В. Дружинин¹, В.И. Орлов¹

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипяна Российской академии наук, Черноголовка, Россия

² Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия

Email: davdian@issp.ac.ru

В настоящее время сплавы титана широко используются в промышленном производстве, в энергетике, медицине и во многих других областях, спектр которых продолжает расширяться. Это связано с созданием новых сплавов и улучшением характеристик уже используемых. Одним из способов улучшения характеристик сплавов является использование интенсивной пластической деформации (ИПД) и, в частности,

кручения под высоким давлением (КВД) [1]. Результаты ИПД обработки сплавов также зависят от исходных микроструктуры и фазового состава сплава, а, следовательно, от режима предварительной термообработки перед ИПД [2].

Целью данной работы является исследование влияния доли второго компонента (ванадия) в сплавах системы Ti-V, и влияние предварительной термообработки этих сплавов на фазовый состав и твердость материалов после обработки методом КВД.

В работе исследовались Ti-V сплавы, содержащие 2, 4, 6 и 8 вес. % V, отожженные при 500 и 750 °С в течение 764 часов и при 1000 °С в течение 24 часов перед КВД обработкой.

В работе показано, что КВД обработка приводит к образованию большой доли (> 50 %) ω фазы. Повышение концентрации ванадия с 2 до 8 вес. % V в образцах после КВД, предварительно отожженных при 500 °С, повышает объемную долю ω фазы с 50 до 80 %, за счет снижения α фазы. В предварительно отожженных при 750 °С повышение ванадия в составе приводит к увеличению объемной доли β фазы с 5 до 20 %, ω фаза практически не меняется. А в образцах, предварительно отожженных при 1000 °С α фаза практически (15–20 %) не зависит от концентрации ванадия в сплаве, однако происходит увеличение объемной доли β фазы с 10 до 35 %, за счет снижения объемной доли ω фазы. Наблюдается закономерность, что повышение температуры предварительного отжига и (или) ванадия в составе сплава сначала смещает фазовый состав после КВД в сторону образования ω фазы (до 80 %) за счет α фазы, а после в сторону образования β фазы, за счет ω фазы. Таким образом, доля второго компонента и предварительная термообработка оказывают значительное влияние на фазовый состав после КВД обработки.

Микротвердость отожженных и обработанных КВД образцов представлена на Рис. 1. Повышение температуры предварительного отжига повышает твердость сплавов после КВД обработки с увеличением концентрации ванадия до 8 вес.%. При 8 вес. % V твердость сплава после КВД обработки слабо зависит от температуры предварительного отжига. За исключением средних значений твердости сплава с 2 вес. % V, наблюдается, что большая твердость после предварительного отжига приводит к большей твердости после КВД. Из полученных нами данных следует, что повышение доли ванадия оказывает значительное влияние на твердость обработанных КВД материалов предварительно отожженных при

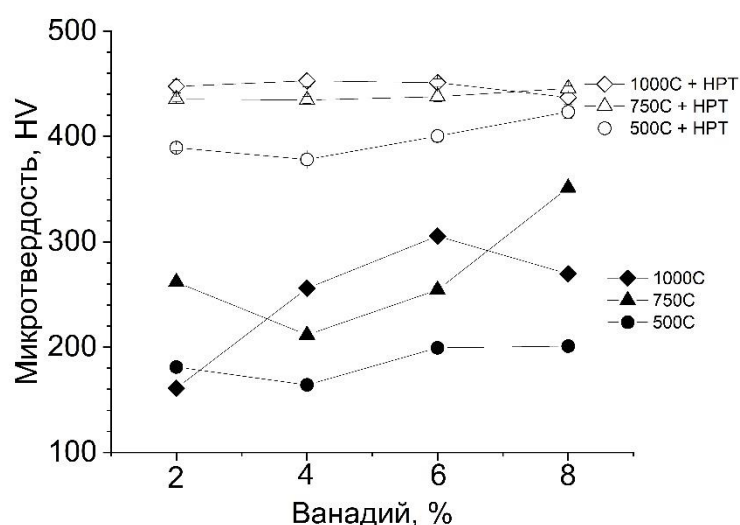


Рисунок 1. Микротвердость отожженных сплавов до и после КВД обработки в зависимости от концентрации ванадия и температуры предварительного отжига.

относительно низких температурах (500°C), тогда как после отжигов при более высоких температурах (750 и 1000°C) доля второго компонента от 2 до 8 % практически не оказывает влияние на твердость материала. При этом, в результате КВД обработки твердость повышается в среднем в 2 раза.

Работа частично была выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН

Список литературы

1. A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, *Progress in Materials science* **53**, pp. 893–979 (2008).
2. Y. C. Wang, T. G. Langdon, *Journal of Materials Science* **48**, pp. 4646–4652 (2013).

ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТОВ (КЛАСТЕРОВ РАЗОРВАННЫХ СВЯЗЕЙ) В МОДЕЛИ ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Е.Е. Дамаскинская, В.Л. Гиляров

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

E-mail: Kat.Dama@mail.ioffe.ru

Построена модель разрушения гетерогенного материала, основанная на методе дискретных элементов (DEM) [1,2], которая помогает детально изучить эволюцию дефектов и сопровождающую их образование акустическую эмиссию. Метод дискретных элементов, в отличие от методов, основанных на механике сплошных сред, естественным образом имитирует образование и развитие трещин.

Мы использовали модель связанных частиц (bonded particle model - BPM), которая подробно описана в [3]. Модель материала (горной породы) – сферические частицы одного или разных размеров, которые имитируют зерна, и связи между частицами, которые имитируют межзеренные границы. В модели BPM зарождение трещин определяется разрывом связей между частицами, а их распространение — слиянием множества разорванных связей. Для того, чтобы получить трещину из набора связей, разорвавшихся от начала эксперимента до определенного времени, можно использовать процедуру кластеризации. Таким образом, под дефектами в данной работе понимаются кластеры разорванных связей.

В настоящей работе изучается эволюция дефектов на основе пространственного расположения связей, разорванных в различные моменты времени при деформировании образца.

Были проведены компьютерные эксперименты при различных параметрах материала (дисперсия зерен по механическим свойствам и размеру, различные свойства на границах зерен), с целью выявления их влияния на процесс образования дефектов и формирование очага разрушения. Расчеты производились в свободно распространяемом пакете программ MUSEN [4].

Схема компьютерного эксперимента аналогична, изложенной в работе [5]. Моделировались образцы цилиндрической формы диаметром 10 *mm* и высотой 20 *mm*. Цилиндры заполнялись сферическими частицами одного или разных размеров. В качестве материалов, из которых состояли сферические зерна и связи между ними (межзеренные границы), использовались материалы с механическими параметрами, соответствующими различным минералам и горным породам: гранит, кварц, ортоклаз, олигоклаз, стекло. Образец помещался в виртуальный пресс, в котором нижняя плита была неподвижна, а верхняя перемещалась в направлении нижней с постоянной скоростью до тех пор, пока образец не разрушался.

Численные эксперименты проводились с двумя типами образцов. Во всех образцах сферические зерна (частицы) имели свойства кварца, гранита, ортоклаза. В 1 образце все межзеренные границы (связи между частицами) имели свойства ортоклаза; во 2 образце частицы из одного материала соединялись связью из того же материала, а частицы из разных материалов соединялись связями, модуль которых примерно на порядок меньше модуля других материалов.

Для исследования эволюции дефектов и дальнейшего сопоставления с акустоэмиссионными данными лабораторных экспериментов по деформированию природных гетерогенных материалов была проведена кластеризация центров разорванных связей. Использовался алгоритм DBSCAN (Density-based spatial clustering of applications with noise [6]), который выполняет кластеризацию на основе плотности составляющих кластер объектов.

Кластеризация связей, разорвавшихся, от начала нагружения до момента времени t_k , позволяет получить картину дефектов, которые образовались к моменту t_k . При этом размер дефекта принимается равным числу связей, объединенных в данный кластер.

Кластеризация связей, разорвавшихся в течение определенного временного промежутка ($t_k; t_k+\Delta t$), позволяет получить аналог акустической эмиссии: каждый кластер можно рассматривать как событие акустической эмиссии, амплитуда которого равна размеру кластера.

Для выявления стадий процесса разрушения проводился анализ распределений событий акустической эмиссии по амплитуде. Процесс разбивался на последовательные временные интервалы, размер которых выбирался, исходя из условия стационарности процесса внутри каждого интервала. Распределения, полученные на каждом временном промежутке, аппроксимировались экспоненциальной и степенной функциями.

Показано, что образец, все границы в котором имеют свойства ортоклаза, разрушается хрупко путем образования одной магистральной трещины. В то время как образец, в котором присутствуют низко модульные границы, проявляет свойства подобные пластичности. Преимущества модельных экспериментов (по сравнению с натурными) состоит в том, что они позволили сопоставить картину эволюции дефектной структуры и параметров событий акустической эмиссии. Анализ вида функции распределения амплитуд акустических событий позволил выявить моменты времени, после которых изменяется характер разрушения. В однородном образце (все границы - ортоклаз) – это начало локализации дефектов (рост магистральной трещины). В образце 2 – момент времени, когда начинается преимущественное разрушение высокопрочных связей.

Несмотря на различные причины, приводящие к изменению характера дефектообразования, степенной вид распределений амплитуд событий акустической эмиссии, сопровождающей образование и рост дефектов, позволяет говорить о том, что система дефектов переходит в состояние самоорганизованной критичности.

Список литературы

1. A. Lisjak, G. Grasselli. J. Rock Mech. Geotech. Eng. **6**, 301 (2014).
2. P.A. Cundall. In: Proceedings of the Symposium of International Society of Rock Mechanics 1, Nancy: France; Paper No. II-(1971).
3. D.O. Potyondy, P.A. Cundall. Int. J. Rock Mech. Min. Sci. **41**, 1329 (2004).
4. M. Dosta, V. Skorych. Software X12, 100618 (2020).
5. В.Л. Гиляров, Е.Е. Дамаскинская. ФТТ **64**, 6, 676 (2022).
6. M. Ester, H.-P. Kriegel, J. Sander, X. Xu. In: Proceedings of the Second International Conference on Knowledge Discovery and Data Mining (KDD-96) / Evangelos Simoudis, Jiawei Han, Usama M. Fayyad. AAAI Press, 226 (1996).

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ ПЛОСКИХ И ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПАНЕЛЕЙ С ЗАПОЛНИТЕЛЕМ ПРИ НАЛИЧИИ ДЕФЕКТНЫХ ЗОН РАЗЛИЧНОЙ КОНФИГУРАЦИИ

Д.В. Дедова^{1,2}, М.И. Мартиросов², Л.Н. Рабинский²

¹ ПАО «Яковлев»

² Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)

Email: darina.dedova98@gmail.com

Трехслойные панели представляют собой конструкцию, состоящую из двух тонких прочных внешних слоев - обшивок, часто выполненных из полимерных композиционных материалов (ПКМ), связанных между собой слоем заполнителя, разделяющего внешние (несущие) слои. Для конструкций с заполнителем при действии внешних нагрузок характерна совместная работа всех составных элементов слоистого пакета. Заполнитель воспринимает поперечное сжатие и поперечный сдвиг и предохраняет достаточно тонкие несущие слои (из ПКМ) от местной и общей потери устойчивости, обеспечивая их совместную работу и высокую жесткость. Несущие слои воспринимают продольное растяжение, сжатие, изгиб и поперечный сдвиг в своей плоскости и предохраняют от внешних воздействий заполнитель.

Трехслойные панели приобрели распространение благодаря малому весу, высокой удельной прочности, устойчивости при сжатии, значительной жесткости на изгиб, хорошим тепло- и звукоизоляционным свойствам, высокой технологичности и возможности полной автоматизации процесса изготовления, хорошей эксплуатационной надежности, высоким сопротивлением акустическим воздействиям, качеством формы и поверхности. В гражданской авиации исследуемые панели используются при изготовлении интерьеров пассажирских самолетов, элементов конструкции планеров: киля и форкиля, кока, закрылков, предкрылков, рулей направления, стабилизаторов, элеронов, рулей высоты и т.д.

В трехслойных панелях в результате внешних воздействий при эксплуатации или в процессе производства могут возникать дефекты (повреждения), которые оказывают влияние на прочность и несущую способность готового изделия.

В данной работе рассматриваются трехслойные плоские и цилиндрические панели с сотовым заполнителем и обшивкой из ПКМ различных марок. Форма панелей — прямоугольная в плане, геометрия задана, включая радиус кривизны. В различных местах панели между монослоями и между монослоем и заполнителем могут присутствовать множественные дефекты различной формы (эллиптической, круговой, прямоугольной) с заданными геометрическими размерами. В общем случае рассматриваются дефектные зоны произвольной формы и размеров.

Рассматриваются следующие варианты используемых материалов монослоя: клеевые препреги марки КМКУ-2м.120.Р-2009 (углеродная ткань Р-2009 французской фирмы «Porsher Industries» Арт. 2009 и клеевая композиция), КМКУ-2м.120.Р-4510 (углеродная лента Р-4510 фирмы «Porsher Industries» Арт. 4510 и клеевая композиция), а также клеевые препреги марки КМКС-2м.120.Т60 (стеклоткань Т60/2(ВМП)-78 и клеевая композиция), КМКС-2м.120.Т64 (стеклоткань Т64/2(ВМП)14 и клеевая композиция). Клеевые препреги по сравнению с аналогичными материалами имеют повышенную трещиностойкость, прочность при межслоевом сдвиге, усталостную и длительную прочность, высокую эрозионную стойкость и часто используются для изготовления деталей конструкционного назначения, в том числе и трехслойных.

Исследуются различные схемы укладки монослоев и их число. Например:

- 1) $+45^\circ/0^\circ/90^\circ/-45^\circ$ /Заполнитель/ $-45^\circ/90^\circ/0^\circ/+45^\circ$;
- 2) $0^\circ/+45^\circ/-45^\circ/90^\circ$ /Заполнитель/ $90^\circ/-45^\circ/+45^\circ/0^\circ$;
- 3) $+45^\circ/90^\circ/90^\circ/-45^\circ$ /Заполнитель/ $-45^\circ/90^\circ/90^\circ/+45^\circ$;
- 4) $+45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/-45^\circ$ /Заполнитель/ $-45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/+45^\circ$;
- 5) $+45^\circ/-45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/+45^\circ/-45^\circ$ /Заполнитель/ $-45^\circ/+45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/-45^\circ/+45^\circ$;
- 6) $90^\circ/0^\circ/+45^\circ/0^\circ/-45^\circ/0^\circ/90^\circ$ /Заполнитель/ $90^\circ/0^\circ/-45^\circ/0^\circ/+45^\circ/0^\circ/90^\circ$;
- 7) $-45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/+45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/-45^\circ$ /Заполнитель/ $-45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/+45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/-45^\circ$.

В качестве заполнителя рассматриваются сотовые заполнители следующих марок: полимеросотопласты ПСП-1 (на основе полимерной бумаги типа «Номекс» и фенольного связующего) и ПСП-1К (на основе полимерной бумаги типа «Кевлар» и фенольного связующего) различной плотности и размерами сотовых ячеек, а также стеклосотопласты ССП-1 на основе электроизоляционной ткани ЭЗ-100П, бакелитового лака ЛБС-1 и клея БФ-2. Форма ячеек у всех изучаемых заполнителей - гексагональная. Исследуются следующие сотовые заполнители: ПСП-1-2,0-48, ПСП-1-2,0-64, ПСП-1-2,0-96, ПСП-1-2,0-144; ПСП-1К-2,0-48, ПСП-1К-2,0-64, ПСП-1К-2,0-96, ПСП-1К-2,0-144; ССП-1-2,5, ССП-1-3,5.

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

Рассматривается поведение данных трехслойных панелей под действием перечисленных выше нагрузок при наличии дефектных зон, в том числе множественных произвольно расположенных различной конфигурации.

Задача решается численно методом конечных элементов (МКЭ). Создание конечно-элементной сетки осуществляется в программном комплексе Simcenter Femap. Каждый слой моделируется отдельным набором конечных элементов (КЭ). Затем модель импортируется в программный комплекс LS-DYNA, где задается нагрузка и граничные условия.

В результате проведенного численного исследования определяется распределение полей напряжений и деформаций в монослоях панелей в различные моменты времени. Вычисляется распределение индекса разрушения по различным критериям разрушения применительно к ПКМ. Расчет проводится по критериям Puck, Hashin, Puppo-Evensen, Hoffman, LaRC (Langley Research Center). Считается, что разрушение наступает, когда индекс разрушения становится равным единице. Данные критерии соответствуют структурно-феноменологическому подходу при решении задач прочности ПКМ. Они выводятся на основе анализа и статистического обобщения данных, полученных экспериментальным путем. Их преимуществом является относительная простота.

Приводится сравнение полученных результатов для панелей с различными вариантами исполнения сотового заполнителя и обшивок, а также сравнение результатов для панелей с дефектами и аналогичными неповрежденными панелями.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-49-00133, выданного Московскому авиационному институту.

ОДНОСТОРОННИЙ И ДВУСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$

М.С. Дмитриенко, М.В. Жердева, Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: max06.2002@mail.ru

На сегодняшний день большую востребованность представляют сплавы, в которых проявляется односторонний (ЭПФ) и двусторонний эффект памяти форм (ДЭПФ), основанные на термоупругом характере мартенситных превращений (МП). Интересным и высокоперспективным материалом являются сплавы на основе NiFeGaCo . Данные материалы способны испытывать значительные обратимые деформации до 13,0 % при растяжении и до 6,25 % при сжатии [1]. Известны работы, в которых подробно исследовано старение в мартенситном состоянии под сжимающей нагрузкой (СМН) в сплавах NiFeGaCo при концентрации кобальта $C_{\text{Co}} = 0 - 6$ ат. % [2, 3]. Однако, сплав с более высоким содержанием кобальта $C_{\text{Co}} \geq 10$ (ат. %) исследован слабо и в литературе отсутствует описание влияния СМН на развитие термоупругих МП в монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$. Повышение содержания кобальта может повысить эффективность СМН. Поэтому в данной работе мы исследовали влияние старения в мартенсите под сжимающей нагрузкой на закономерности развития ЭПФ и ДЭПФ в [001]-монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$.

Исследуемые монокристаллы $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ выращены методом Бриджема. После роста образцы выдерживали при температуре 1448 К, 1 ч в трубке с инертным газом с последующей закалкой в воду для получения однородной структуры и растворения частиц. Далее на образцах проводили СМН на электромеханической настольной разрывной машине Instron VHS 5969 со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} в условиях постоянной температуры. Схема и процесс СМН представлены в [4]. Температура испытания составляла 398 К. Напряжения проведения старения определялись завершением прямого МП под нагрузкой и составляли 650 МПа. Время выдержки в мартенсите под сжимающей нагрузкой составляло от 1 до 3 ч. Образцы для исследования имели форму параллелепипеда с размерами $(6 \times 3 \times 3) \text{ мм}^3$.

ДЭПФ исследован при минимальных возможных напряжениях 0,7 МПа, обеспечивающих фиксацию образца в установке. До старения в исходном состоянии наблюдается небольшое изменение размеров образца $\varepsilon = 0,6$ % при охлаждении/нагреве под минимальной нагрузкой 0,7 МПа. Данная деформация связана с дефектами в монокристалле и легким движением межфазных и двойниковых границ. После старения в мартенсите наблюдается ДЭПФ (рис. 1 а). Величина ДЭПФ определяется временем старения. При старении 1 ч деформация ДЭПФ составляет $\varepsilon = 2,0$ %, а после увеличения времени старения до 3 ч величина деформации возрастает до $\varepsilon = 5,1$ %. При этом важно отметить после старения 1 ч температура образования ориентированного мартенсита при охлаждении без нагрузки, M_s^* , практически не изменяется по сравнению с исходным состоянием, а при старении 3 ч происходит увеличение температуры M_s^* от 227 К до 243 К. Данное изменение связано с химической (перераспределение атомов в соответствии с симметрией мартенсита) и механической (закрепление мартенсита на дефектах) стабилизацией мартенсита.

Влияние старения в мартенсите на развитие ЭПФ приводит к сдвигу температур МП на 10 К после 1 ч СМН и на 20 К после 3 ч СМН (рис. 1 б). Однако СМН практически не оказывает влияние на обратимую деформацию, форму кривой и термический гистерезис.

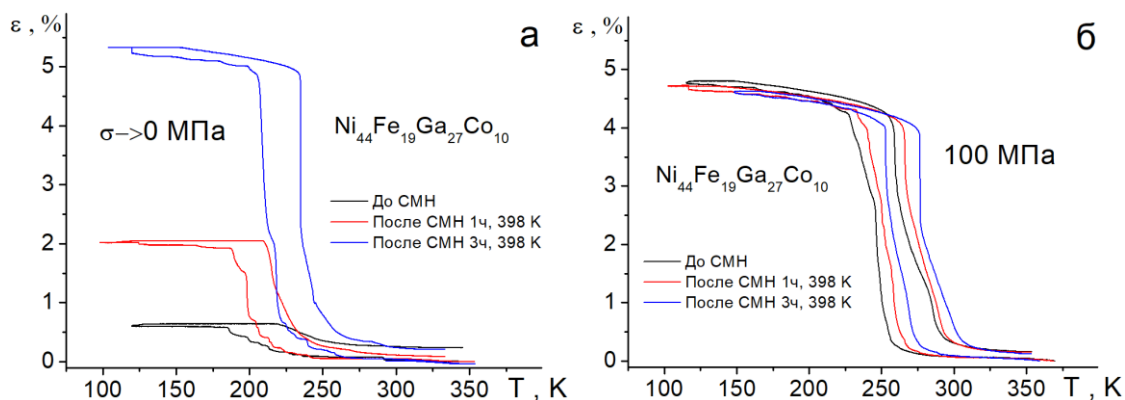


Рисунок 1. Влияние старения в мартенсите на развитие ДЭПФ (а) и ЭПФ (б) в монокристаллах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$

Были проведены исследования термической стабильности ДЭПФ в зависимости от перегрева выше температуры СМН. На рис. 2 а показано, что деформация $\epsilon_{\text{ДЭПФ}}$ при перегреве на 75 К выше температуры СМН сильно уменьшается от 5,1 % до 1,1 % (синяя область), а далее изменяется слабо от 1,1 % до 0,3 % (красная область). Температура $M_s^{\text{ДЭПФ}}$, наоборот, при перегреве на 75 К уменьшается слабо, от 234 К до 205 К, а далее сильно уменьшается, от 205 К до 135 К. Причиной уменьшения температуры $M_s^{\text{ДЭПФ}}$ ниже исходного значения может быть предвыделение наноразмерных частиц ω -фазы [5]. Таким образом, для полного снятия эффект старения в мартенсите и стабилизировать аустенит возможно за счет перегрева выше температуры старения на 75 К.

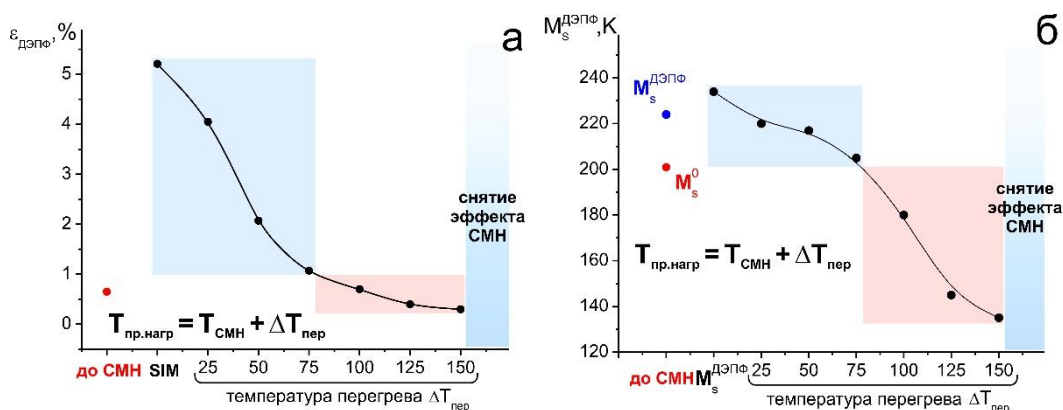


Рисунок 2. Термическая стабильность в монокристаллах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ на параметры ДЭПФ $\epsilon_{\text{ДЭПФ}}$ (а) и $M_s^{\text{ДЭПФ}}$ (б)

На [001]-монокристаллах сплава $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ исследовано старение в мартенсите на закономерности развития МП, ДЭПФ и ЭПФ. Определен эффективный режим старения, который приводит к наведению максимального ДЭПФ $\epsilon_{\text{ДЭПФ}}=5,1\%$ – старение под сжимающей нагрузкой 650 МПа при 398 К, 3 ч. Проведены исследования термической стабильности ДЭПФ в монокристаллах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$.

Список литературы

1. Ю.И. Чумляков [и др.], *Изв. вузов. Физика* **54** (8), 96–108 (2011)
2. Panchenko E. [et al.], *Scripta Materialia* **162**, 387-390 (2019)
3. Panchenko E.Yu. [et al.], *Materials Science & Engineering A.* **706**, 95–103 (2017)
4. A. Eftifeeva [et al.], *Materials Science & Engineering A.* **855**, 143855 (2022)
5. E E Timofeeva [et al.], *Physica Scripta* **99** (1), 015958 (2024)

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ TiNi, СОСТАРЕННЫХ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ И В СВОБОДНОМ СОСТОЯНИИ

М.В. Жердева, Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет

Email: zhmv98@mail.ru

Известно, что старение высоконикелевых сплавов TiNi приводит к образованию частиц Ti_3Ni_4 , что существенно изменяет их свойства. Приложение нагрузки при старении позволяет контролировать температуры мартенситных превращений (МП), напряжения для возникновения эффекта памяти формы (ЭПФ), двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ) и прочностные свойства В2-фазы. Большинство исследований [1, 3, 4], посвященных старению под нагрузкой, фокусируются на [111]-ориентации при содержании никеля $C_{Ni} < 51,2 \%$. Однако ориентация [111] является низкопрочной при сжатии. В отличие от нее, ориентация [001], которая характеризуется более высокими значениями предела текучести В2-фазы и широкими интервалами развития СЭ, слабо исследована при старении под нагрузкой [2]. Цель данной работы заключается в исследовании влияния ориентации и числа вариантов частиц на ЭПФ и прочностные свойства В2-фазы в высоконикелевых [001]- и [111]-монокристаллах Ti-51,5ат.%Ni.

Для исследования выращены монокристаллы Ti-51,5ат.%Ni методом Бриджмена. Образцы для испытаний были вырезаны размером $3 \times 3 \times 6 \text{ мм}^3$ [001]- и [111]-ориентации. После проведен высокотемпературный отжиг при 1253 К – 1 ч и старение в вакуумной установке при 823 К – 1 ч; часть образцов подвергалась старению под сжимающей нагрузкой 150 МПа, приложенной вдоль [111]-направления, часть в свободном состоянии. Полное описание методики старения приведено в [2]. Монокристаллы, состаренные без нагрузки, содержат 4 варианта частиц Ti_3Ni_4 с плоскостью габитуса $\{111\}_{В2}$ и диаметром 250-300 нм. Монокристаллы, состаренные под нагрузкой, содержат один вариант полукогерентных частиц Ti_3Ni_4 .

Независимо от режима старения, в монокристаллах наблюдаются двустадийные превращения $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$. После старения под нагрузкой температура начала МП M_s повышается на 23 К из-за локальных полей напряжений от ориентированных частиц, которые образуют внутренние дальнедействующие поля напряжений, способствующие образованию мартенсита. Внутренние поля напряжений оцениваются как $\langle \sigma_G \rangle \approx 180 \text{ МПа}$.

Экспериментально показано, что в монокристаллах, состаренных под нагрузкой, наблюдается сжимающий и растягивающий ДЭПФ вдоль [001]- и [111]-направлений за счет наличия внутренних дальнедействующих полей напряжений. Сжимающий ДЭПФ наблюдается в [001]-монокристаллах ($\epsilon_{обр} = -0,2\%$), растягивающий ДЭПФ наблюдается в [111]-монокристаллах ($\epsilon_{обр} = +0,6\%$). Направление (знак «+» или «-») ДЭПФ зависит от расположения частиц в матрице, которые формируют дальнедействующие внутренние поля напряжений. В образцах [111]-ориентации дальнедействующие поля напряжений направлены таким образом, что вдоль [111]-ориентации образец растягивается, а вдоль [001]-ориентации – сжимается [2].

В [001]-монокристаллах приложение нагрузки в процессе старения не приводит к значительным изменениям ЭПФ, максимально обратимая деформация близка и составляет 1,5 – 1,7%. В отличие от этого, параметры ЭПФ при сжатии в [111]-монокристаллах сильно зависят от числа вариантов частиц, максимальная деформация в состаренных под и без нагрузки достигается 0,5 % и 1,1 % при 500 МПа, соответственно. В [111]-монокристаллах, состаренных под нагрузкой, требуется преодолеть внутренние растягивающие напряжения ($\langle \sigma_G \rangle \approx 180 \text{ МПа}$) для получения сжимающего ЭПФ. В результате, при наличии данных

полей напряжений, максимальная обратимая деформация в монокристаллах наблюдается при более низком уровне напряжения.

Интервал развития СЭ слабо зависит от числа вариантов частиц, но сильно зависит от ориентации: для [001]-монокристаллов $\Delta T_{СЭ} = 150$ К, для [111]-монокристаллов $\Delta T_{СЭ} = 30$ К. Это связано с различием в прочностных свойствах В2-фазы в [001]- и [111]-монокристаллах. Важно отметить, что прочностные свойства В2-фазы сильно зависят от числа вариантов частиц в [001]-монокристаллах: 2100 МПа – под нагрузкой и 1650 – без нагрузки. Известно [2], что в высокопрочных [001]-кристаллах TiNi деформация В2-аустенита происходит двойникованием. В зависимости от расположения и числа частиц Ti_3Ni_4 значение усредненного расстояния между частицами сильно изменяется и поэтому двойникование по $(114)_{В2}$ приводит к тому, что эффективный пробег двойникующих дислокаций будет различным. Таким образом, уменьшение прочностных свойств В2-фазы в состаренных под нагрузкой монокристаллах может быть связано с морфологией и числом вариантов частиц [2].

Напротив, в [111]-монокристаллах прочностные свойства В2-фазы одинаковы и равны 1330 МПа, что может быть связано с другим механизмом деформации В2-фазы – дислокационным скольжением. Предел текучести монокристаллов TiNi с ориентацией [111] характеризуется локализованным сдвигом в нескольких действующих системах скольжения $a\langle 001 \rangle \{100\}$ и $a\langle 001 \rangle \{011\}$ с высокими значениями фактора Шмида [5].

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № FSWM-2024-0007.

Список литературы

1. H. Sehitoglu, J. Jun, X. Zhang, I. Karaman, Y. Chumlyakov, H.J. Maier, K. Gall, *Acta Materialia* **V. 49**, is. 17, p. 3609-3620, 2001.
2. Е.Е. Тимофеева, Е. Yu Panchenko, M.V. Zherdeva, A.S. Eftifeeva, N. Yu Surikov, A. I. Tagiltsev, Yu.I. Chumlyakov, *Materials Science & Engineering A* **V. 832**, p. 142420, 2022.
3. E. Yu. Panchenko, K. S. Osipovich, Yu. I. Chumlyakov, A. S. Eftifeeva, H. Maier, *Russian Physics Journal* **V. 59**, is. 6, p. 2106-2113, 2017.
4. I. Kaya, H. Tobe, H. E. Karaca, E. Acar, Yu. Chumlyakov, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* **V. 29**, is. 3, p. 282-286, 2016.
5. Н.С. Сурикова, дис. ... д-ра физ.-мат. наук 01.04.07., с. 343, 2012.

АНАЛИЗ ПОЛЕЙ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ ПЕРМАЛЛОЯ 79НМ И СТАЛИ 08 ВЫПОЛНЕННОЙ КОНТАКТНОЙ ТОЧЕЧНОЙ МИКРОСВАРКОЙ

Д.А. Иванова¹, М.С. Слободян², А.А. Клопотов³, А.М. Устинов³, С.Э. Буцыкин¹,
В.А. Клименов¹, Г.Г. Волокитин³

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

²Томский научный центр СО РАН, Томск

³Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Email: ivanovada21@mail.ru

Контактную точечную сварку никеля и его сплавов с различными сталями осуществляют достаточно широко уже более 60 лет, в том числе при соединении тонкостенных деталей для электронной аппаратуры. В данных случаях, формирование литого ядра неизбежно приводит к остаточным деформациям и напряжениям [1], непосредственно влияющим на надежность функционирования изделий в целом, особенно при воздействии внешних нагрузок. Поэтому разработка технологий, позволяющих

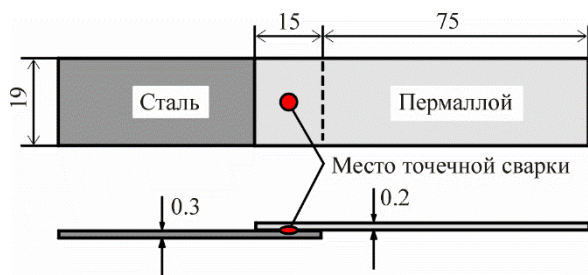


Рис. 1. Схема исследованных сварных соединений (размеры приведены в миллиметрах)

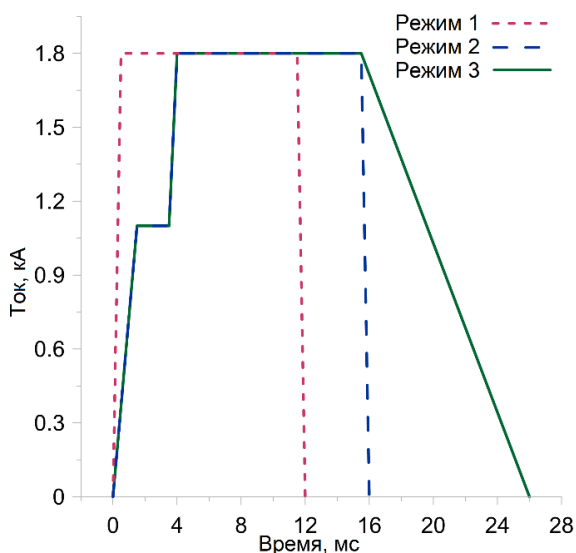


Рис. 2. Амплитудно-временные параметры импульсов сварочного тока

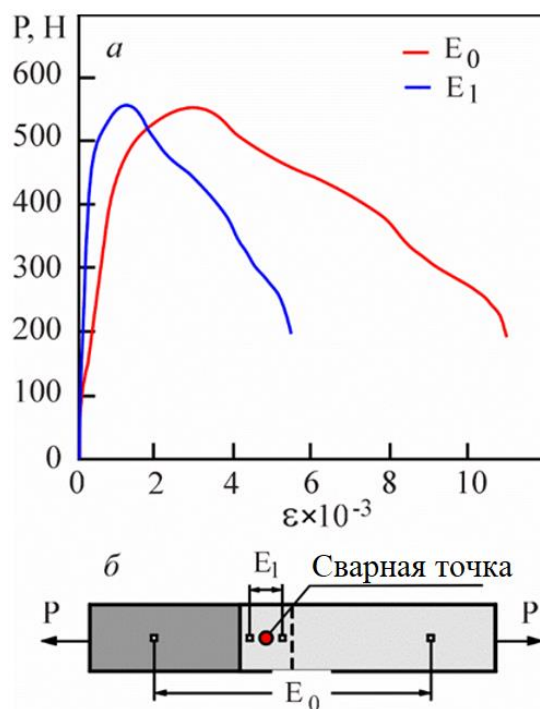


Рис. 3. Деформационные кривые от двух виртуальных тензодатчиков при одноосном растяжении образца с точечной сваркой, соединяющей две тонкие пластины из стали и пермаллоя (а). Схема расположения виртуальных тензодатчиков на образце (б)

оценивать динамику процессов, происходящих в области зоны сварки при деформации, является актуальной задачей в сфере повышения живучести конструкций ответственного назначения.

Целью настоящей работы являлась имплементация метода корреляции цифровых изображений для анализа полей деформаций при растяжении биметаллических соединений пермаллоя 79НМ и стали 08, выполненной контактной точечной микросваркой.

Схема исследованных сварных соединений представлена на рис. 1. Сварку осуществляли, используя специализированный источник униполярных импульсов тока с программным управлением [2], позволяющий предустанавливать необходимые амплитудно-временные параметры для оптимизации алгоритма ввода энергии (рис. 2). Использовали электроды из бронзы БрХЦр диаметром 6 мм сосферической рабочей поверхностью радиусом 20 мм. Усилие сжатия было 290 Н.

Одноосное растяжение сварных образцов проводили на испытательной машине «INSTRON 3386» при скорости движения подвижного захвата 0.3 мм/мин. Аналогично методике, подробно изложенной в [3], динамику изменения деформационных полей в приповерхностных слоях зоны сварки определяли при помощи оптической измерительной системы «VIC-3D».

В результате были получены деформационные кривые $P = f(\epsilon)$ (рис. 2, а) и визуализированы данные об относительных деформациях в локальных зонах (поперечная деформация ϵ_{xx} по оси X и продольная деформация ϵ_{yy} по оси Y) используя тензодатчики,

установленные согласно схемы приведенной на рис. 2, б. Как следует из рис. 2, а, максимум на деформационной кривой, полученный в области локальной зоны тензодатчика E_0 , был достигнут при относительной деформации порядка $\varepsilon \sim 0.0013$, в то время он соответствовал значению $\varepsilon \sim 0.0031$ для тензодатчика E_1 . Эти данные позволяют сделать вывод о значительной локализации концентраторов напряжений в исследованных сварных соединениях при одноосной растягивающей нагрузке.

Дополнительно были получены данные об эволюции полей смещения спеклов по главным направлениям поперечной ε_{xx} , продольной ε_{yy} и сдвиговой ε_{xy} деформации, аналогично [3] (результаты не приведены в тезисах доклада из-за ограничений по объему излагаемой информации). Совмещая все упомянутые данные были сделаны выводы о влиянии амплитудно-временных параметров импульсов сварочного тока на деформационное поведение биметаллических соединений пермаллоя 79НМ и стали 08, выполненной контактной точечной микросваркой, под одноосной растягивающей нагрузкой.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (темы №FEMN-2023-0003 и FWRP-2024-0006).

Список литературы

1. Кислюк Ф.И. Электрическая контактная сварка. М.: Оборонгиз. сс. 396 (1950).
2. Butsykin S., Slobodyan M., Strelkova I., Klimenov V., Elkin M., Gordynets A., Kiselev A. Effects of preheating and slow cooling stages in small-scale resistance spot welding of the Ti-2Al-1Mn alloy, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 128, pp. 3011–3024 (2023).
3. Klopotov A., Slobodyan M., Smirnov A., Ababkov N., Popova N., Kurgan K., Ustinov A., Abzaev Y., Nikonenko E. Effect of deformation-induced martensitic transformations in a SMAW butt joint of the 304 stainless steel on its strain field distributions, Metallurgical and Materials Transactions A 53, pp. 942–961 (2022).

ОБ ЭВОЛЮЦИИ ПАТТЕРНОВ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В МЕДНО-НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ

С.А. Баранникова, С.В. Колосов, П.В. Исхакова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

Email: iskhakova@ispms.ru

Настоящая работа посвящена изучению локализации пластического течения медно-никелевого сплава МНМц-40-1,5 [1]. Образцы для механических испытаний в форме двусторонней лопатки с рабочей частью $50 \times 10 \times 2$ мм подвергались одноосному растяжению со скоростью $8,33 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ одновременно с регистрацией и анализом картин локализованной пластичности методом двухэкспозиционной спекл-фотографии, позволяющим восстанавливать поле векторов смещения и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии [2]. Применение логарифмического приема [3] позволило выявить многостадийность деформационного процесса Cu-Ni сплава.

Для исследования кинетики процесса эволюции паттернов макролокализации деформации использовались зависимости координат очагов локальных деформаций в образце X от общей деформации ε . На рис. 1 они приведены для процесса деформирования константана. На стадии параболического деформационного упрочнения наблюдается неподвижная пространственно-периодическая структура с характерным пространственным периодом $\lambda = 3 \pm 0,5$ мм. На стадии предразрушения ($n < 0,5$), очаги деформации становятся подвижными и зависимости положений очагов локализованной деформации от времени $X(t)$ прямолинейны (рис. 1). Скорости движения отдельных очагов на этой стадии процесса составляют $\sim 0,7 \cdot 10^{-5} \text{ м/с}$.

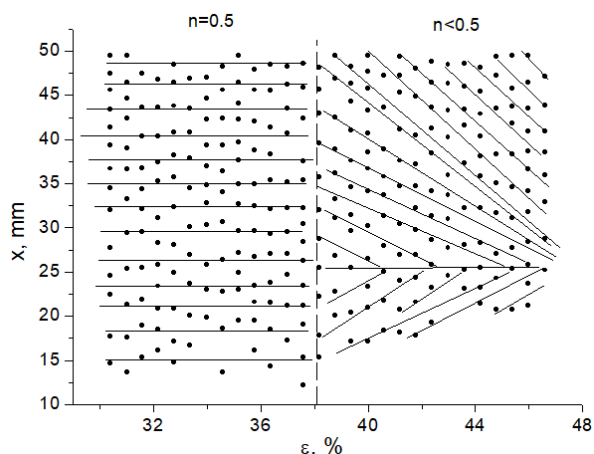


Рис. 1. Кинетическая диаграмма очагов локальных удлинений на стадиях параболического упрочнения и предразрушения сплава Cu-40\%Ni-1,5\%Mn .

Регистрация и анализ полей смещений в исследуемом сплаве показали, что зоны макроскопической локализации отчетливо выявляются при рассмотрении распределений полутоновой картины интегральных локальных удлинений (рис. 2) с возможностью оценки величины накопленной локализованной деформации в различных координатах образца X в каждый момент времени.

На рисунке 3 для интервала общих деформаций от 30 до 47% представлены зависимости коэффициента деформационного упрочнения θ (кривая 1) и интегральных деформаций вдоль средней линии образца для координат $X = 25 \pm 0,75$ мм (кривая 2), и $X = 38 \pm 0,75$ мм (кривая 3).

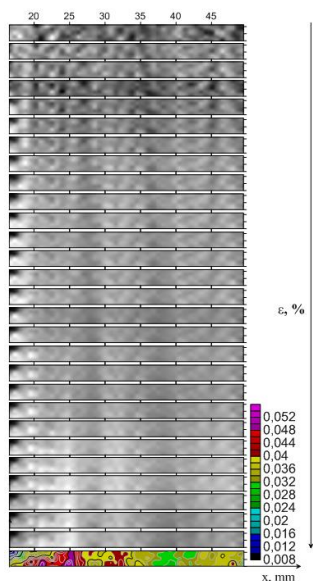


Рис. 2. Распределение накопленной деформации по образцу Cu-40\%Ni-1,5\%Mn в интервале деформаций от 30 до 47%.

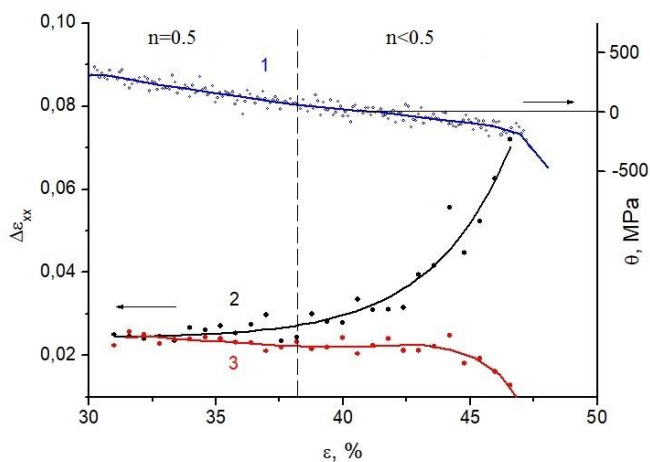


Рис. 3. Зависимости коэффициента деформационного упрочнения от общей деформации (кривая 1); максимального (кривая 2) и минимального (кривая 3), накопления локальных удлинений в очагах деформации.

На стадии параболического деформационного упрочнения ($n=0,5$) различие между накопленной максимальной (кривая 2) и минимальной (кривая 3) локальной деформацией оказывается невелико, в то время как на стадии предразрушения ($n<0,5$) данное различие становится существенным при $\epsilon > 42,5\%$, что соответствует пределу прочности ($\theta = 0$ МПа). То есть на стадии предразрушения практически вся деформация локализуется в одном

месте – месте будущего разрушения ($X = 25 \pm 0,75$ мм), а в других областях скорость накопления деформации резко падает (рис. 3, кривая 3).

- Макроскопическая локализация пластической деформации наблюдается на протяжении всего процесса нагружения от начала пластической деформации на пределе текучести и до разрушения образца. В процессе пластического течения макроскопическая локализация деформации может приобретать различные формы и скорость накопления.

- Формы, наблюдаемых при пластической деформации, картин локализации однозначным образом соответствуют действующим на разных стадиях законам деформационного упрочнения и меняются вместе со сменой последнего.

- Эволюция распределений локальных деформаций в образце позволяет выявить зарождение очага разрушения примерно за 10% деформации до предела прочности и прогнозировать запас пластичности для режимов обработки металлов давлением.

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

Список литературы

1. Л.П. Смирягин, Н.Л. Смирягина, А.В. Белов. Промышленные цветные металлы и сплавы. М.: Металлургия, 1970.
2. L.V. Zuev, S.A. Barannikova, *Crystals* 2019, 9(9):458, p. 1–30.
3. В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский, Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Под ред. акад. В.И. Трефилова. Киев: Наукова думка. 1987.

ЭПЭ И «ПРИЦЕЛЬНЫЙ МЕХАНИЗМ» ПОПАДАНИЯ МАССИВНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПАР В СТОПОРЫ ИСТОЧНИКОВ ФРАНКА-РИДА

М.П. Кащенко^{1, 2}, Н.М. Кащенко¹

¹ Уральский федеральный университет, ул. Мира 19, г. Екатеринбург, Россия,

² Уральский государственный лесотехнический университет, ул. Сибирский тракт, 37, г. Екатеринбург, Россия,

Email: mpk46@mail.ru

Электропластический эффект (ЭПЭ) приводит к скачкам пластической деформации при пропускании импульсов тока с относительно высокой плотностью ($10^5 - 10^6$ А/см²) в металлических материалах, находящихся под механическим напряжением выше предела текучести (см., например, [1, 2]). То есть действие тока носит характер некоторой существенной добавки. В [3] (см. данный сборник докладов) предлагается дополнительный к известным механизмам ЭПЭ вариант, акцентирующий внимание на возможность образования модифицированных атомов*, содержащих в электронной оболочке компактные (1 фм - 10 фм) массивные электронные (ее) - пары. Стабильность (ее) - пар обеспечивается контактным взаимодействием, описываемым адронной механикой [4]. Такие атомы* по химическим свойствам резко отличаются от исходных атомов и могут способствовать пластической деформации за счет снижения критических напряжений генерации дислокаций [3] при разрушении части стопоров, ограничивающих размер рабочего сегмента источника Франка-Рида (ИФР). Разумеется, способствует деформации и разрушению стопоров, препятствующих распространению дислокаций. Напомним, что для «включения» контактного взаимодействия электроны следует сблизить до адронных масштабов. Такое сближение возможно [5, 6] за счет туннелирования электронов сквозь разделяющий их кулоновский барьер, существенно зависящего от относительной кинетической энергии E электронов. Заметим, что скоростям $v \approx 10^6$ м/с, характерным для s - электронов на уровне Ферми, соответствует кинетическая энергия $E \approx 3$ эВ. Таким значениям E соответствует коэффициент прозрачности барьера $D \approx 7,5 \cdot 10^{-5}$. При $E \approx 10$ эВ

значение $D \approx 5,5 \cdot 10^{-3}$ почти на два порядка больше. Достижение больших значений E возможно в разреженных средах, когда требуемая энергия E набирается за время свободного пробега электрона. Но металлы к таким средам не относятся. Заметим, дрейфовые (направленные) скорости движения электронов (соответствующие плотности тока 10^6 А/см²) малы по сравнению с фермиевской 10^6 м/с, так что вкладом в E энергии, связанной с дрейфом, можно пренебречь. Поэтому в условиях ЭПЭ максимальное значение E (при встречном движении электронов) оценивается величиной ≈ 6 эВ независимо от плотности тока и, соответственно, максимальное значение $D \approx 0.0012$. Уместно напомнить, что при пластической деформации из-за эффективного действия ИФР, быстро нарастает количество дислокаций, особенно краевых. Для краевой же дислокации характерно разрежение (относительное увеличение объема) под экстроплоскостью (с наибольшим значением вдоль линии дислокации). Эти разреженные области являются «каналами», выделяющими электроны с направлениями импульсов вдоль «каналов». Тогда естественно считать, что именно в таких каналах локализуются процессы сближения электронов до адронных масштабов (за счет туннелирования) и образование (ee) - пар. Наиболее эффективным воздействием (ee) – пар на точки закрепления (стопоры) рабочего сегмента ИФР будет, если (ee) – пары генерируются прямо в «канале» рабочего сегмента в то время, когда форма сегмента близка к прямолинейной, и, значит, путь к одному из стопоров является кратчайшим. Роль импульса тока состоит, во-первых, в стимуляции начала выгибания рабочего сегмента ИФР (за счет действия «электронного ветра» [1]), при котором возникает «свежий канал», свободный от примесей, а во-вторых, в трансляции возникшей (ee) – пары к стопору по «свежему каналу», еще не имеющему сильной кривизны. Таким образом, в условиях ЭПЭ возможно «прицельное» внедрение (ee) – пар, созданных в канале рабочего сегмента ИФР, в объем стопора. Разумеется, не исключен и механизм формирования (ee) – пар в атомных оболочках элементов стопора при спаривании электронов оболочек с электронами проводимости «канала» в процессе их рассеивания на ионах стопора. Вероятность этого процесса возрастает для переходных металлов с большим числом квазилокализованных d- или f – электронов. Например, для металлического железа типична электронная конфигурация $4s^1 3d^7$. То есть в роли партнеров для спаривания с внешними электронами выступают семь d – электронов. Ясно, что требования формирования «свежего» канала и увлечения (ee) – пар в этом канале «электронным ветром» можно совместить, если направление электрического тока неколлинеарно и неортогонально линии сегмента ИФР. Этот вывод целесообразно проверить для ЭПЭ в ориентированных монокристаллах с известной преимущественной ориентацией рабочих сегментов ИФР. Не захваченные стопором родительского сегмента ИФР (ee) – пары могут активировать процессы деформации в других областях кристалла при их переносе расширяющимися петлями. Предложенный механизм согласуется с наблюдаемым [2] подавлением ЭПЭ в мелких зернах. Заметим, что в магнитном поле вероятность формирования (ee) - пар может возрасти, так как поляризация по спину уменьшает число электронов со случайно ориентированными спинами, а контактное взаимодействие притяжения реализуется для электронов с противоположными спинами. Не исключено, что и интенсификация ЭПЭ под влиянием СВЧ - излучения [1] связана, в основном, с поляризацией по ориентациям спина электронного потока.

Решающая роль (ee) – пар, как в холодном синтезе элементов, так и в модификации химических свойств атомов, указывают на становление не только нового направления в радиационном материаловедении [7], но и в материаловедении вообще.

Список литературы

- 1.Троицкий О.А. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. № 9. С. 65–76. Doi: 10.32339/0135-5910-2018-9-65-76
2. Столяров В.В. Изв. вузов. Черная металлургия. 2016. Том 59. № 6. С. 420 – 423.
3. Кашенко М.П., Кашенко Н.М. Массивные электронные пары как возможные инициаторы

электропластического эффекта // статья в данном сборнике.

4. Santilli R.M. Foundations of Hadronic Chemistry. With Applications to New Clean Energies and Fuels. Boston-Dordrecht-London: Kluwer Academic Publishers; 2001. 554 p.

5. Кащенко М.П., Кащенко Н.М. Письма о материалах 2020; 10(3): 266–271.

6. Кащенко М.П., Кащенко Н.М. Низкотемпературный ядерный синтез: введение в проблему и ее концептуальное решение. Екатеринбург: УГЛТУ; 2022. 180 с.

7. Кащенко Н.М., Кащенко М.П. В сборнике: Взаимодействие излучений с твердым телом. Материалы 15-й Международной конференции. Минск, 2023. С. 164-167.

МАССИВНЫЕ ЭЛЕКТРОННЫЕ ПАРЫ КАК ВОЗМОЖНЫЕ ИНИЦИАТОРЫ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

М.П. Кащенко^{1,2}, Н.М. Кащенко¹

¹ Уральский федеральный университет, ул. Мира 19, г. Екатеринбург, Россия,

² Уральский государственный лесотехнический университет, ул. Сибирский тракт, 37, г. Екатеринбург, Россия,

Email: mpk46@mail.ru

Электропластический эффект (ЭПЭ), как известно [1], приводит к скачкам пластической деформации образцов (в основном, металлических) на стадии течения при пропускании импульсов тока с относительно высокой плотностью (например, 10^5 А/см²). В [1] представлены основные предлагаемые варианты объяснений физической природы эффекта. Пластическая деформация в первую очередь связывается с генерацией и распространением дислокаций (как отдельных, так и определенных дислокационных комплексов на стадии развитой деформации). Поэтому естественно связывать действие тока с процессами, снижающими критические напряжения для генерации дислокаций и способствующими устранению препятствий для распространения существовавших или созданных дислокационных скоплений. Достаточно напомнить, что разрушение части стопоров для сегментов дислокационных линий, играющих роль источников Франка – Рида, ведет к возрастанию длины L свободного от стопоров сегмента, а критические напряжения для генерации дислокационных петель $\sigma \sim L^{-1}$ убывают. Наряду с разрушением (или модификацией) стопоров, сохраняют актуальность и варианты, связанные с оценками вкладов в подвижность дислокаций за счет их увлечения электронным «ветром» и термоактивации, а также дополнительного (к полю механических напряжений) вклада напряжения для инициации существующих источников дислокаций.

В данном сообщении обращается внимание на возможную роль в ЭПЭ атомов с модифицированными химическими свойствами, в электронных оболочках которых имеются компактные массивные электронные (ee) - пары с противоположными спинами. Такие пары, после сближения электронов до адронных масштабов $\sim(1-10)$ фм, стабилизируются контактным взаимодействием притяжения, описываемым адронной механикой [2], которое доминирует над кулоновским отталкиванием. В [3, 4] было показано, что, сближение электронов до адронных масштабов может быть достигнуто за счет туннельного эффекта. Большую массу электронов можно интерпретировать как захват энергии возбужденного физического вакуума из области перекрытия волновых пакетов контактно связанных электронов [3, 5].

Учитывая, что масса (ee)-пары может быть порядка 0.1 аем, ясно, что захват такой пары в электронную оболочку атома в конечном итоге (в стационарном состоянии) приведет к ее локализации на глубокой (околоядерной) орбитали. Как отмечалось в [3,6], модифицированный атом (атом*), содержащий n (ee) - пар в химическом отношении соответствует атому с зарядовым числом ядра $Z^* = Z - 2n$, где Z - зарядовое число исходного атома. Ясно, что при подобной модификации следует ожидать резкого изменения энергии связи атома* с кристаллом. Судить о подобном изменении можно,

например, по данным о молярной энергии испарения Q . В табл.1 приведены такие данные для ряда исходных элементов и их ожидаемых модификаций при $n=1, 2$.

Таблица 1. Молярные энергии испарения Q некоторых элементов

Элемент	Al	Ti	Fe	Cu	W
Q (кДж/моль)	284,1	422,6	340	304,6	4482
Элемент*($n=1$)	Al* \rightarrow Na	Ti* \rightarrow Ca	Fe* \rightarrow Cr	Cu* \rightarrow Co	W* \rightarrow Hf
Q (кДж/моль)	97,9	153,6	342	389,1	575
Элемент**($n=2$)	Al** \rightarrow F	Ti** \rightarrow Ar	Fe** \rightarrow Ti	Cu** \rightarrow Mn	Yb
Q (кДж/моль)	6,544	6,45	422,6	221	159

Ясно, например, что стопор, в котором титан станет эквивалентным аргону, функции стопора утратит. Если (ee) – пара находится во внешнем слое электронной оболочки (в нестационарном состоянии), то энергия связи атома* (или иона*), скорее всего, резко уменьшится, поскольку (ee) - пара является бозоном и выпадает из обычной схемы химической связи. Можно ожидать высокую стабильность (ee) - пар, а поскольку они играют катализирующую роль при синтезе элементов [3], то наличие в исходных образцах некоторой доли модифицированных атомов, как и (ee) - пар вне атомных оболочек, весьма вероятно. Поэтому в условиях ЭПЭ следует учитывать влияние импульсов тока не только на образование новых (ee) - пар, но и на распределение имеющихся. Введение (ee) - пар в перечень фундаментальных объектов физического материаловедения [7] открывает новое перспективное направление исследований.

Список литературы

- 1.Троицкий О.А. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. № 9. С. 65–76. Doi: 10.32339/0135-5910-2018-9-65-76
- 2.Santilli R.M. Foundations of Hadronic Chemistry. With Applications to New Clean Energies and Fuels. Boston-Dordrecht-London: Kluwer Academic Publishers; 2001. 554 p.
3. Кащенко М.П., Кащенко Н.М. Низкотемпературный ядерный синтез: введение в проблему и ее концептуальное решение. Екатеринбург: УГЛУТУ; 2022. 180 с.
4. Кащенко М.П., Кащенко Н.М. Письма о материалах 2020; 10(3): 266–271.
5. Kashchenko M. P., Kashchenko, N. M. (2022). In V. L. Derbov (Ed.), Saratov Fall Meeting 2021: Laser Physics, Photonic Technologies, and Molecular Modeling [121930V]
6. Kashchenko M. P., Kashchenko, N. M. (2023). Preprint. <https://www.researchgate.net/publication/373650897>.
7. Кащенко М.П., Кащенко Н.М. В сборнике: Взаимодействие излучений с твердым телом. материалы 15-й Международной конференции. Минск, 2023. С. 164-167.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ РАЗРУШЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Al_2O_3

С.А. Красницкий^{1,2}, А.Г. Шейнерман³, М.Ю. Гуткин³

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

³ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

Email: Krasnitsky@inbox.ru

Керамические материалы на основе $\alpha-Al_2O_3$ находят широкое применение в различных областях энергомашиностроения благодаря достаточно большой температуре плавления ($\sim 2050^\circ C$) и значительным пластическим деформациям, предшествующим разрушению при относительно высоких температурах [1]. Прочность таких материалов во многом зависит от температуры эксплуатации и присутствия дефектов, в частности пор,

образующихся при спекании керамик. На рис. 1а представлены ожидаемые сценарии микроразрушения: хрупкое разрушение за счет роста трещины из поры, расположенной в тройном стыке границ зерен (ГЗ), и вязкое разрушение, сопровождающееся эмиссией дислокаций из вершины трещины или поры. Цель данной работы – рассмотреть предпочтительность сценариев микроразрушения в зависимости от значения локальных напряжений, связанных с геометрией пор и трещин, а также значениями критического напряжения роста трещины S_c и критического напряжений активации дислокационного скольжения S_{db} .

В рамках данной работы S_c определяется согласно [2]:

$$S_c = (E \gamma / x_0)^{1/2}, \quad (1)$$

где E – модуль Юнга, γ – удельная поверхностная энергия, x_0 – межатомное расстояние (~0.25 нм). Температурные зависимости E и γ для α -Al₂O₃ приняты согласно экспериментальным данным, представленным в [3] и [4] соответственно.

Напряжение S_{db} может быть определено по эмпирической формуле [5]:

$$\ln S_{db} = \ln (2 \tau_{0b}) - 0.0052T, \quad (2)$$

где $\tau_{0b} = 109$ ГПа для базисного скольжения дислокаций в α -Al₂O₃ и T – абсолютная температура.

Температурные зависимости S_c и S_{db} для керамики α -Al₂O₃ приведены на рис. 1б. Видно, что при относительно низких температурах $S_c < S_{db}$, и материал склонен к хрупкому разрушению. Напротив, при относительно высоких температурах $S_c > S_{db}$, и ожидается его вязкое разрушение. При этом температура перехода T_1 принимает значение ~300 К.

Локальные напряжения в окрестности вершины трещины S_{crack} и криволинейной поры S_{pore} определялись в рамках конечно-элементного (КЭ) моделирования (подробнее см. в [6]). Полученные зависимости напряжений от отношения радиуса вершины трещины к ее длине ρ/a приведены на рис. 2. Показано, что при относительно низких температурах ($T < 20$ °С) может произойти полностью хрупкое разрушение, связанное с высоким уровнем локальных напряжений в окрестности трещин, достаточным для их роста: $S_{crack} > S_c$ и $S_{db} > S_c$. При средних температурах (20 °С $< T < 500$ °С) наиболее предпочтительной реакцией материала на внешнюю нагрузку является скольжение дислокаций – реализуется сценарий квазихрупкого разрушения: $S_{crack} > S_{db}$ и $S_c > S_{db}$. В этом случае большую роль играет эффект затупления трещины, при котором локальные напряжения в окрестности ее вершины релаксируют за счет эмиссии дислокаций. При относительно высоких температурах ($T > 500$ °С) характер разрушения в значительной степени может

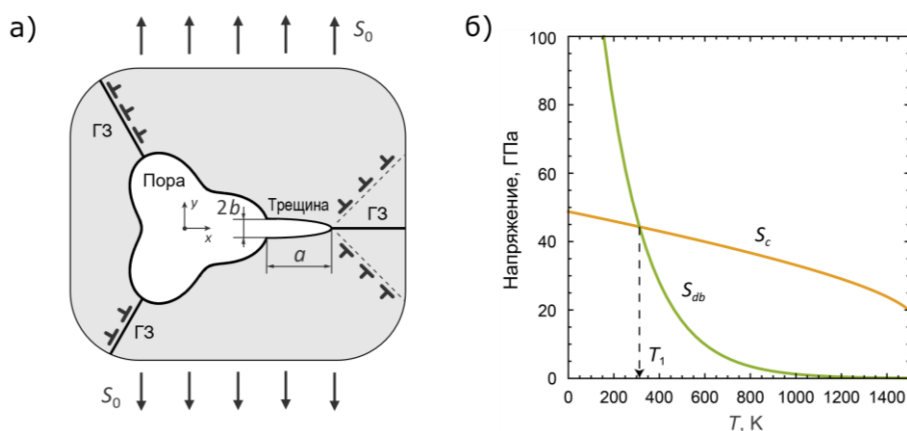


Рисунок 1. а) Сценарии микроразрушения: зарождение трещины на поре в тройном стыке ГЗ (хрупкое разрушение), и испускание дислокаций из поры и трещины (вязкое разрушение); б) Зависимости критических напряжений S_c и S_{db} от температуры для керамики α -Al₂O₃.

определяться эмиссией дислокаций из поры: $S_{pore} > S_{db}$. В этом случае ожидаются значительные пластические деформации перед разрушением.

Таким образом, показано, что предпочтительность рассмотренных сценариев разрушения в керамиках определяется температурой испытания и геометрией трещин и пор. Пластичность при высоких температурах может быть связана с эмиссией дислокаций из пор, образующихся при изготовлении керамики.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-19-00236).

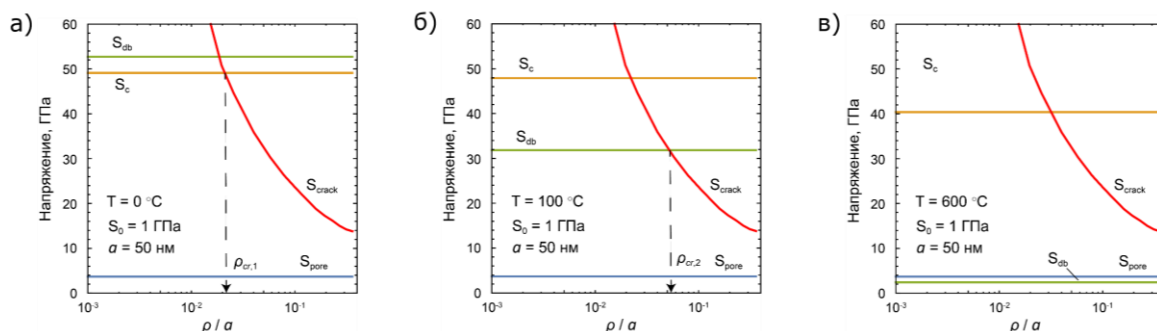


Рисунок 2. Зависимость максимальных локальных напряжений в окрестности вершины трещины S_{crack} и криволинейной поры S_{pore} от отношения радиуса вершины трещины к ее длине ρ/a для пор размером $\sim 100\text{ нм}$ при $T = 0^\circ\text{C}$ (а), 100°C (б), 600°C (в).

Список литературы

1. W.G. Ahrenholtz, G.E. Hilmas, *Scr. Mater.* **129**, pp. 94-99 (2017).
2. T.L. Anderson, *Fracture mechanics: fundamentals and applications* (CRC press, 2017).
3. G.L. Nie, Y.W. Bao, D.T. Wan, Y. Tian, *Key Eng. Mater.* **768**, pp. 24-30 (2018).
4. T. Cheng, D. Fang, Y. Yang, *J. Am. Ceram. Soc.* **100**(4), pp. 1598-1605 (2017).
5. K.P.D. Lagerlöf, A.H. Heuer, J. Castaing, J.P. Rivière, T.E. Mitchell, *J. Am. Ceram. Soc.* **77**(2), pp. 385-397 (2017).
6. S.A. Krasnitckii, A.G. Sheinerman, M.Yu. Gutkin, *Mater. Phys. Mech.*, in press (2024).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВАХ NiFeGa(B)

И.Д. Курлевская, Э.И. Янушоните, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск

Email: kurl.irina@yandex.ru

Возросшее внимание к исследованию поликристаллов сплавов Гейслера NiFeGa обусловлено разработкой материалов для твердотельного охлаждения на основе эластокалорического эффекта (ЭКЭ). Данный эффект заключается в снижении температуры за счёт обратного мартенситного превращения (МП) в адиабатических условиях. Применение поликристаллов NiFeGa затруднено в связи с хрупким разрушением по границам зёрен [1]. Как было показано, повышения пластичности возможно добиться путём выделения γ -фазы по границам зёрен либо за счёт уменьшения размера зерна и упрочнения границ при легировании такими элементами, как Zr, Ti, B, V [2, 3]. Однако исследований влияния режима термообработки и микролегирования бором на структуру и параметры МП сплавов NiFeGa(B) проведено не было. Поэтому целью работы является исследование влияния продолжительности отжига при $T = 823\text{ K}$ на МП в поликристаллах сплавов $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ и $(\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27})_{99,7}\text{B}_{0,3}$.

Для проведения исследований были выбраны поликристаллы сплавов $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ (сплав I) и $(\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27})_{99,7}\text{B}_{0,3}$ (сплав II), где бор был введён через лигатуру NiB,

полученную путем компактирования и спекания порошков Ni и В с последующей переплавкой. Средний размер зерна в поликристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ составляет 132 мкм, тогда как в $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ за счёт легирования бором зёрна измельчаются в 2,5 раза. На основании исследований методом дифференциальной сканирующей калориметрии для проведения отжига была выбрана температура $T = 823$ К, соответствующая пику выделения тепла при формировании частиц γ -фазы. Для выяснения влияния продолжительности отжига на свойства поликристаллов были проведены отжиги длительностью 0,5, 1, 2, 5 и 10 часов с последующей закалкой в воду. После проведения отжигов исследованы характеристические температуры МП и микроструктура поликристаллов.

Исходные поликристаллы сплава I при комнатной температуре характеризуются однофазной $L2_1(B2)$ -структурой. Отжиг при $T = 823$ К приводит к выделению γ -фазы внутри объема зерна и по границам. С повышением времени термообработки происходит уширение прослойки γ -фазы вдоль границ и увеличение частиц внутри зерна. В поликристаллах сплава II после плавки помимо высокотемпературной $L2_1(B2)$ -фазы содержится небольшая доля частиц вторичных фаз по границам зерен. После отжига в течение 0,5 часа выделяются мелкие частицы внутри зерна. Дальнейшее повышение времени отжига не приводит к изменению структуры.

Отжиг при $T = 823$ К в течение 0,5 часа сплавов I и II приводит к повышению характеристических температур и расширению температурных интервалов МП относительно исходного состояния, что обусловлено выделением частиц γ -фазы (табл. 1). На поликристаллах сплава I наблюдается сужение термического гистерезиса ΔT в 3,3 раза, тогда как для сплава II величина ΔT остаётся неизменной. С дальнейшим повышением времени отжига до 10 часов расширяются интервалы температур МП и наблюдается сдвиг характеристических температур МП в область низких: в поликристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ температуры снижаются на 103–120 К, в то время как в сплаве II, легированном бором, данное снижение составляет всего 8–16 К. Термический гистерезис в сплаве I возрастает от 3 до 14 К, а в сплаве II ΔT остаётся постоянным. Такое поведение связано с тем, что с повышением времени отжига в сплаве I растёт объемная доля γ -фазы, тогда как структура сплава II остаётся практически неизменной.

Таблица 1. Характеристические температуры МП, температурные интервалы и термический гистерезис в поликристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$.

Состояние	M_s , К	M_f , К	A_s , К	A_f , К	Δ_1 , К	Δ_2 , К	ΔT , К
$Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$							
Исходное	281	275	285	291	6	6	10
0,5 ч.	329	317	318	332	12	14	3
1 ч.	304	283	291	311	21	20	7
2 ч.	293	262	274	302	31	28	9
5 ч.	233	208	218	247	25	29	14
10 ч.	215	197	208	229	18	21	14
$(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$							
Исходное	218	208	219	228	10	9	12
0,5 ч.	250	231	242	260	19	18	12
1 ч.	247	229	239	256	18	17	13
2 ч.	246	232	240	257	14	17	12
5 ч.	244	224	237	255	20	18	14
10 ч.	242	217	226	252	25	26	14

Для исследования ЭКЭ было выбрано состояние после отжига в течение 0,5 часа, так как сплав I в данном состоянии характеризуется минимальным гистерезисом. Испытания

проводились при температурах вблизи начала температурного интервала сверхэластичности при 348 К для сплава I и 298 К для сплава II. В первом цикле нагрузка/разгрузка наблюдается необратимая деформация до 1% в сплавах I и II. Последующие циклы практически полностью стабильны и обратимы. Для них была исследована циклическая стабильность ЭКЭ в 100 циклах нагрузка/разгрузка. С ростом числа циклов наблюдается незначительное снижение величины адиабатического охлаждения ΔT_{ad} : на поликристаллах сплава I ΔT_{ad} снижается с 4,0 до 3,6 К, на поликристаллах сплава II – с 3,0 до 2,8 К. Проведение оптической металлографии образцов после циклических испытаний показало наличие трещин в поликристаллах сплава I, тогда как поликристаллы сплава II, легированного бором, не растрескались.

Таким образом, экспериментально показано, что повышение времени отжига при $T = 823$ К на поликристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ приводит к увеличению объемной доли γ -фазы, снижению характеристических температур МП и увеличению термического гистерезиса ΔT в 4,7 раза, тогда как на поликристаллах $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}V_{0,3}$ значительного влияния времени отжига на структуру и параметры МП не наблюдается. Сплав $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}V_{0,3}$ после отжига при $T = 823$ К, 0,5 ч демонстрирует высокую циклическую стабильность ЭКЭ при комнатной температуре без растрескивания образцов по границам зерен.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 23-19-00150.

Список литературы

1. Y. Xu, B. Lu, W. Sun, A. Yan, J. Liu, Applied Physics Letters, 2015, 106, P. 201903.
2. J.S. Lee, C.M. Wayman, Metallography, 1986, 19, P. 401–419.
3. M. Imran, X. Zhang, M. Qian, L. Geng, Intermetallics, 2021, 136, P. 107255.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СОУДАРЕНИЯ ТУРБИНЫ САМОЛЕТА О ТУК НА ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ

О.Ю. Виленский, С.А. Душев, Д.А. Лапшин, В.В. Шорохов

АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия

Email: lapshin@okbm.nnov.ru

В АО «ОКБМ Африкантов» разрабатывается транспортный упаковочный комплект (ТУК), на основе математического моделирования всех возможных динамических воздействий высокой интенсивности и анализа напряженно деформированного состояния конструкции с соблюдением требований различных нормативных документов (НП-061-05, НП-018-05, НП-001-15).

В конструктивном исполнении ТУК, предназначенный для транспортировки и хранения отработавшего ядерного топлива, является сложным и дорогостоящим изделием, к которому предъявляются повышенные требования безопасности. Например, ТУК должен отвечать требованиям динамической прочности при воздействии ударных нагрузок высокой интенсивности и обладать при этом определенными демпфирующими качествами, снижающими внешние динамические перегрузки. В соответствии с требованиями НП-061-05 при проведении технологических и транспортных операций должна исключаться как возможность выпадения ядерного топлива из контейнера, так и любое нарушение в положении располагающегося в нём ядерного топлива. Выполнение подобных требований, возможно, прежде всего, в случае сохранения целостности (герметичности) ТУК и отсутствия недопустимого формоизменения.

Оценка безопасности при падении самолета является важным проблемным вопросом при проектировании опасных объектов АЭС, таких как ТУК [1]. Для случайного

(аварийного) падения самолета на ТУК вероятность не значительна, но последствия могут быть крайне опасными. Сценарий намеренного крушения самолета был сделан на основе «Свода федеральных правил 10», часть 50.150 [2] и отчета NEI (Институт ядерной энергетики (США) [3].

В качестве воздействующего объекта, рассматривается большой пассажирский самолет, Боинг-747. Скорость в момент удара установлена 150 м/с, что представляет собой измеренную скорость самолета, при реализованном крушении самолета, в здание. Размер ТУК гораздо меньше самолета и наиболее тяжелое ударное воздействие представляет собой прямое ударное воздействие турбины самолета, массой 4,5 т.

Расчетная методика, применяемая для оценки работоспособности разрабатываемой конструкции, может дать достоверный результат при наличии следующих условий:

- создание подробной математической модели проектируемого изделия;
- наличие достоверных данных о динамических характеристиках деформирования используемых конструкционных материалов, полученных экспериментальными методами, для разработки на этой основе соответствующих верифицированных математических моделей поведения материалов;
- наличие конечно-элементных вычислительных комплексов, в которых реализовано полномасштабное математическое 3D-моделирование, позволяющее выполнять достаточно глубокий и детальный анализ динамических процессов.

Анализ соударения турбины самолета о ТУК был выполнен при помощи программного комплекса ANSYS/LS-DYNA, основанного на методе конечного элемента и предназначенного для расчетного анализа высоконелинейных динамических процессов.

Разработаны и обоснованы расчетные модели ТУК и турбины самолета (рис. 1).

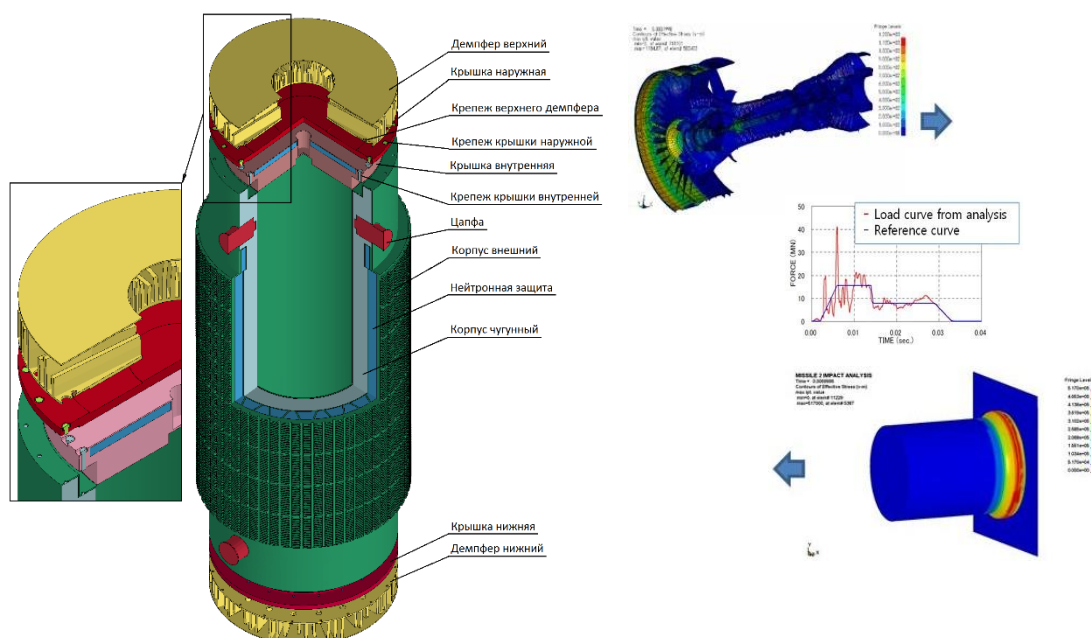


Рисунок 1. Расчетные модели ТУК и турбины самолета

В нашем исследовании рассматривается соударение турбины самолета в нескольких положениях, наиболее уязвимых для ТУК (рис. 2). Математическое описание динамического процесса пластического деформирования конструкции было реализовано в

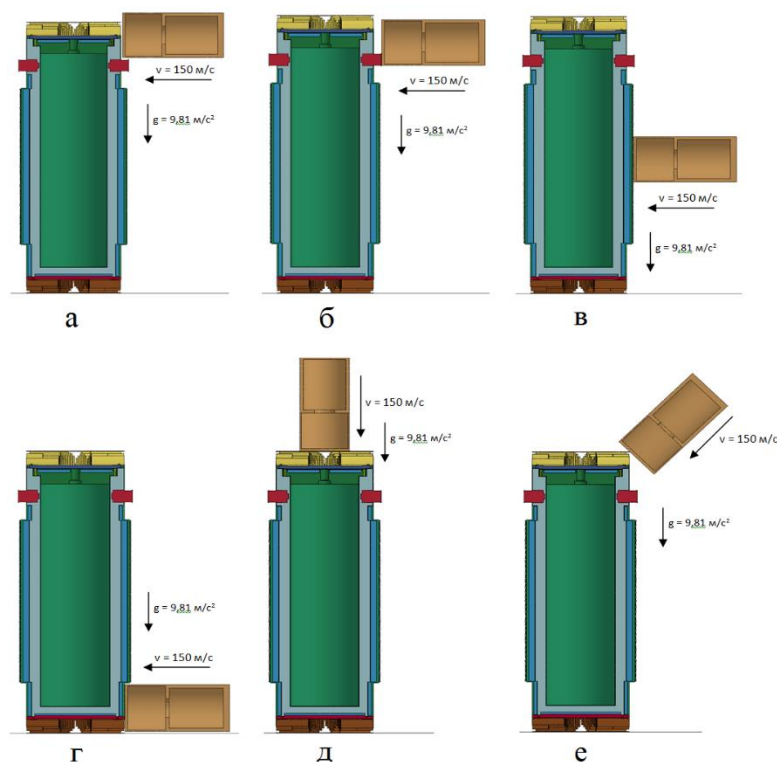


Рисунок 2. Рассмотренные варианты соударений турбины самолета с ТУК

решении трехмерной нестационарной задачи механики деформируемого твердого тела с применением сложных контактных алгоритмов.

По результатам полномасштабного математического 3-D моделирования на стадии проектирования, был проведен математический анализ одного из определяющих динамических воздействий на ТУК, позволивший выявить «слабые» элементы разрабатываемой конструкции и внести конструктивные изменения в конструкцию.

Список литературы

1. US DOE (Департамент энергетики США) (2006). Анализ аварии для падения самолета на опасные объекты, стандарт DOE: DOE-STD-3014-2006.
2. US NRC (Комиссия ядерного регулирования США) (2009). 10 CFR 50.150 (Свод федеральных правил 10, часть 50.150) Aircraft impact assessment.
3. NEI (Институт ядерной энергетики, США)(2002). Detering terrorism (останавливая терроризм): Aircraft crash impact analyses demonstrate nuclear power plant's structural strength (анализ удара крушения самолета показывает конструкционную прочность АЭС).

КРИВЫЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ КИНЕТИКИ

Г.А. Мун^{1,2}, Ю.В. Соловьева¹, О.Д. Пантюхова¹, Я.Д. Липатникова¹

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет

²АО «ТомскНИПИнефть»

Email: georgymun@mail.ru

Представлены результаты исследования в модели дислокационной кинетики особенностей деформационного упрочнения и влияние на форму кривых упрочнения интерметаллидов с $L1_2$ сверхструктурой ряда параметров, таких как температура, энергия антифазной границы, исходная плотность границ разориентировки (исходный размер зерен). Особый интерес такого рода исследование представляет с точки зрения понимания

особенностей влияния интерметаллической фазы на механический отклик, материалов со сложной гетерофазной структурой, например в случае металлических слоистых материалов (ламинатов с интерметаллическими прослойками). Для построения моделей сложных гетерогенных систем необходимо иметь целостное представление об особенностях деформационного упрочнения и кривых упрочнения однофазных интерметаллидов. Характерной особенностью интерметаллидов с $L1_2$ сверхструктурой является особое строение дислокаций, обуславливающее механизмы самоблокировки дислокаций, которые оказывают влияние на деформационные процессы упорядоченных сплавов, отличающих их от чистых металлов и разупорядоченных сплавов.

В настоящей работе в модели деформационного и термического упрочнения $L1_2$ упорядоченных сплавов [1, 2], экспериментально хорошо апробированной, было проведено сравнительное исследование влияния N_0 – исходной плотности границ разориентировки (границ зерен) на зависимости сдвиговых напряжений, плотности дислокаций, плотности границ разориентировки от степени деформации для сплавов с высокой и низкой энергией антифазной границы. Полагалось, что дальний атомный порядок сохраняется в процессе деформации, а формирование фрагментированной микрозёрной структуры происходит вследствие перестроения краевых сверхдислокаций в границы субзёрен или зёрен. В модели учитываются особые микромеханизмы самоблокировки дислокаций (механизм Кира-Вильсдорфа и диффузионного переползания краевых сверхдислокаций), анализируется их влияние на деформационную фрагментацию вплоть до мегапластических величин деформации ($\epsilon > 1$).

Полученные в работе теоретические зависимости τ – ϵ отражают общий характер изменения формы экспериментальных кривых течения с температурой. Уменьшение исходной плотности границ разориентировки N_0 приводят к усилению скорости снижения напряжений на стадии разупрочнения высокотемпературных кривых течения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 24-22-00115.

Список литературы

1. В.А. Старенченко, Ю.В. Соловьёва, Я.Д. Фахрутдинова, Л.А. Валуйская Моделирование макроскопической локализации деформации в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // Изв. Вузов. Физика. 2011. Т.54. с. 47-57.
2. Ю.В. Соловьёва, О.Д. Пантюхова, В.А. Старенченко Математическое моделирование деформационной фрагментации в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // Изв. Вузов. Физика. 2022. Т.65. с. 106-114.

МНОГОУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

Я.Д. Липатникова, Г.А. Мун, Ю.В. Соловьёва

Томский государственный архитектурно-строительный университет

Email: yana.lipatnikova@list.ru

Создание математических моделей, которые могут быть использованы для прогнозирования механического отклика металлических материалов типа слоистых композитов является актуальной задачей. В настоящей работе для макроскопического описания пластического поведения и разрушения слоистого образца как целого используется синтетическая модель, состоящая из модели механики деформируемого твердого тела, в которой свойства элемента деформируемой среды задаются моделями кинетики деформационных дефектов. Применяемый подход, позволяет учесть специфику

и совокупность микромеханизмов деформации элементов деформируемой среды каждого слоя.

В полной трехмерной модели решаются задачи деформации и разрушения металлических слоистых композитов в различных вариантах компоновки слоев (биметалл, триметалл, металл-интерметаллид, металл 1-интерметаллид-металл 2) при различных режимах силового воздействия: одноосным сжатием, растяжением, методом канального углового прессования. Предлагаемый подход дает возможность рассчитать распределение деформационных дефектов в объеме слоистого образца после деформации, субструктурное измельчение, оценить внутренние напряжения, условия и характер разрушения.

Приводятся результаты расчетов распределения плотностей дефектов (дислокаций и границ разориентаций) в деформируемом объеме однофазного и слоистого металл-интерметаллидного образцов в условиях динамического сжатия. Проведен анализ картин распределения и накопления дефектов в слоистом композите в процессе деформации. Методом конечных элементов решены задачи одноосного сжатия при горизонтальном и вертикальном расположении слоев по отношению к оси деформации. Показано, что по мере увеличения деформации более интенсивное накопление плотности дислокаций происходит в слоях интерметаллида. При вертикальном расположении слоев зоны избыточной плотности дислокаций формируются в интерметаллидной фазе в областях ребер и углов образца и внутри слоя (см. рисунок). При горизонтальном расположении слоев области избыточных плотностей дислокаций в процессе деформации формируются как правило у границ раздела слоев. Это обуславливает формирование и развитие трещин по границам раздела фаз. Расчеты показывают, что накопление границ разориентаций протекает значительно интенсивнее в слоях чистого металла.

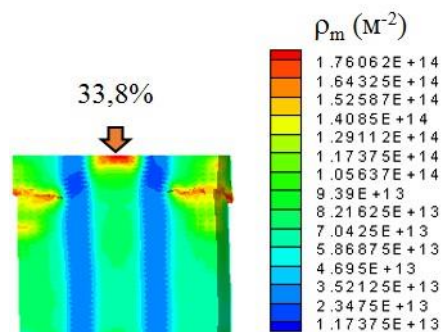


Рисунок. Распределение плотности дислокаций в деформируемом объеме слоистого композита при одноосном сжатии (значение деформации 33,8%).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 24-22-00115

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ $CoCrCu_xFeNi$ in situ ПЭМ МЕТОДОМ

П.А. Логинов, А.А. Зайцев, Е.А. Левашов

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва

Email: pavel.loginov.misis@list.ru

Высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС) – это новый класс материалов, представляющих собой сплавы из 5 и более компонентов, содержащихся в концентрациях от 5 до 35 ат.% [1]. ВЭС привлекли внимание исследователей во всем мире благодаря универсальности и перспективности применения во многих областях техники, например, в качестве катализаторов, в медицине, для хранения водорода и т.д. [2]. Однако наиболее важной

особенностью ВЭС является возможность достижения сочетания высоких прочности и пластичности, что ставит их в один ряд с лучшими марками сложнолегированных и мартенситных сталей [3] и даже позволяет существенно превзойти их по механическим свойствам как при комнатной, так и при повышенных температурах.

Сплавы с добавкой меди, например, CoCrCuFeNi , занимают не самое заметное место среди ВЭС, хотя медь представляется идеальным кандидатом для использования в качестве одного из легирующих компонентов. Медь обладает схожими физическими и химическими характеристиками с Co , Cr , Fe , Ni , а также имеет такой же тип кристаллической решетки (ГЦК, cF4/1), как и у эквиаомного сплава CoCrFeNi . Известно, что сплавы CoCrCuFeNi демонстрируют хорошие антибактериальные свойства, устойчивость к нейтронному облучению, коррозионную стойкость, что делает их привлекательными для разных областей применения. Однако в отличие от сплава Кантора для сплавов CoCrCuFeNi на данный момент не удалось достичь выдающихся механических характеристик.

Особенности структуры ВЭС в системе CoCrCuFeNi и, в частности, неизбежное формирование вторичной фазы на основе меди вызывают вопросы относительно того, является ли она желательной, и что является самым уязвимым местом таких сплавов: матрица на основе твердого раствора с ГЦК решеткой, вторичная медная фаза или их граница раздела. Ответ на этот вопрос позволит определить оптимальный состав ВЭС в системе CoCrCuFeNi и подобрать режимы изготовления, обеспечивающие формирование необходимой микроструктуры.

Данная задача была решена путем изучения особенностей деформации ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ при испытаниях на растяжение *in situ* в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ). В качестве объектов исследований были использованы микрообразцы (ламели) из ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ ($x = 0,25, 0,50, \text{ и } 1$), полученные методом фокусированного ионного пучка на установке FEI Quanta 200 3D (FEI Company, США). В качестве сплава сравнения дополнительно была сделана ламель из среднеэнтропийного эквиаомного четырёхкомпонентного сплава CoCrFeNi . С целью изучения прочности межфазной границы из сплава CoCrCuFeNi была вырезана ламель с архитектурой «FCC-FCC2-FCC», где FCC – матрица сплава, FCC2 – вторичная фаза, являющаяся твердым раствором на основе меди. Ламели имели форму прямоугольной призмы с размерами близкими к

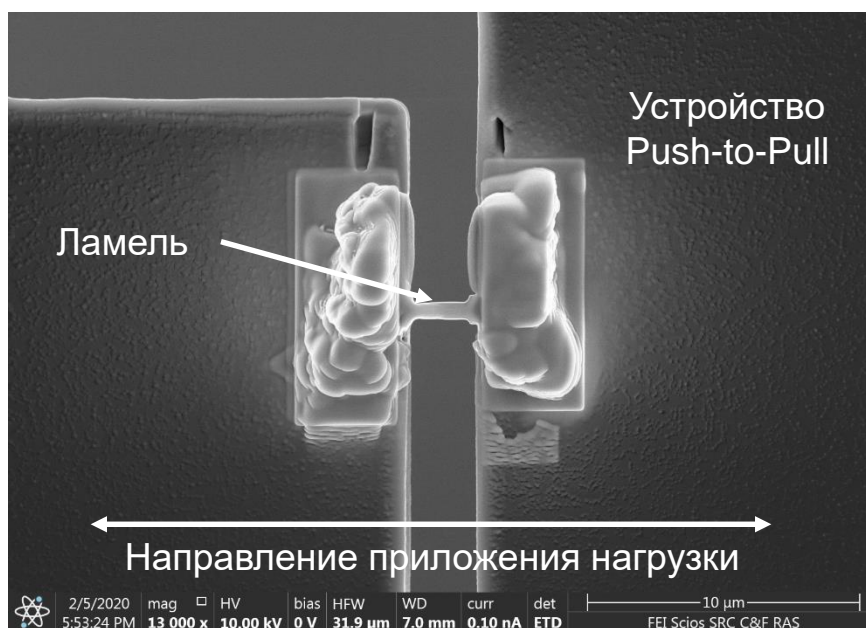


Рисунок 1. Внешний вид ламели из сплава CoCrCuFeNi , закрепленной на устройстве *Push-to-pull*

2000×500×100 нм и были вырезаны из массивных образцов, полученных по технологии горячего прессования. Для проведения микромеханических испытаний на растяжение ламели были закреплены на устройстве Push-to-Pull (Bruker, США) (Рисунок 1).

По результатам испытаний установлено, что увеличение параметра x в ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ с 0 до 1 приводит к снижению максимальной деформации до разрушения с 6,46 до 2,27 %. Сильное снижение пластичности связано с формированием ультрамелкозернистой структуры, а также с изменением энергетических характеристик подвижности дислокаций в ГЦК твердых растворах $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ по сравнению с твердым раствором CoCrFeNi . Зависимость максимальной деформации до разрушения от параметра x носит нелинейный характер: при $x = 0,25$ максимальная деформация снижается в 2,3 раза, а при $x = 1$ – в 2,8 раз. Показано, что двойникование является основным механизмом пластической деформации для изученных ВЭС.

Разрушение композитной ламели с архитектурой «FCC-FCC2-FCC» происходит транскристаллитно по фазе FCC2, а не по межфазной границе FCC/FCC2. Таким образом, снижение прочностных свойств ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ при $x > 0,5$ объясняется появлением в их структуре менее прочного по сравнению с матрицей сплава твердого раствора на основе меди (FCC2).

Работа была выполнена в рамках проекта РФФ № 22-79-10144 «Разработка высокоэнтропийных связок для нового поколения алмазного режущего инструмента с повышенными эксплуатационными характеристиками за счет комплексного модифицирования и реализации механизмов дисперсного и дисперсионного упрочнения».

Список литературы

1. J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang, *Advanced Engineering Materials*, **6(5)**, pp. 299-303 (2004).
2. S.A. Krishna, N. Noble, N. Radhika, B. Saleh, *Journal of Manufacturing Processes*, 109, pp. 583-606 (2024).
3. K.A. Kuptsov, M.N. Antonyuk, A.N. Sheveyko, A.V. Bondarev, S.G. Ignatov, P. V. Slukin, P. Dwivedi, A. Fraile, T. Polcar, D.V. Shtansky, *Surface and Coatings Technology*, **453**, 129136 (2023).

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ДОБАВОК МАХ-ФАЗ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА

А.А. Скиричникова, Г.М. Марков, П.А. Логинов

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва

E-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

Интерметаллиды, обладающие высокой твердостью и химической стойкостью, а также превосходящие исходные металлы по температуре плавления, все чаще используются в промышленности как конструкционные материалы. Интерметаллиды на основе TiAl и Ti_3Al активно применяются в компонентах газотурбинных двигателей. Несмотря на их меньшую пластичность и склонность к хрупкости, разработаны методы улучшения их свойств, включая микролегирование, а также ведутся работы по улучшению микроструктуры и повышению чистоты материалов.

Целью настоящего исследования являлось изучение взаимодействия модифицирующей добавки МАХ-фазы со сплавом на основе TiAl с последующей оценкой структуры материала.

В данной работе была использована технология изготовления сплавов на основе алюминидов титана, которая включает: высокоэнергетическую обработку реакционноспособных порошков (ВЭМО) и метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). В сочетании с последующей консолидацией и термической обработкой такой подход в производстве позволяет получить материал с равномерной микроструктурой и минимальным содержанием пор. Анализ материалов проводили методами сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа. Для улучшения характеристик пластичности и устойчивости к ползучести было выполнено дисперсное упрочнение сплава с использованием МАХ-фазы Ti_2AlC в определенном соотношении. За счет данного процесса изготовления достигается: равномерное распределение частиц МАХ-фазы в порошковой смеси, формируется материал с желаемым соотношением фаз $TiAl$ и Ti_3Al , создание мелкозернистой глобулярной структуры в сочетании с частично слоистой, что обеспечивает надежность работы компонентов при высоких температурах с повышенной устойчивостью к деформациям.

Исходя из целей исследования, МАХ-фаза должна была оставаться нерастворимой в матрице алюминида титана при высоких температурах для дисперсионного упрочнения. Эксперименты подтвердили её стабильность в тестовых условиях. Механизм разрушения при термомеханических испытаниях на сжатие оказался одинаковым для всех образцов и температур. Разрушение происходит вдоль границ зерен фаз Ti_3Al и Ti_2AlC и останавливаясь на границах с фазами, богатыми ниобием и молибденом (5-7 ат. %).

Проведение термической обработки позволяет трансформировать равноосный тип структуры сплава в ламеллярный. По результатам термомеханических испытаний по схеме одноосного сжатия в диапазоне температур от 800 °С до 1100 °С установлено, что модуль упругости E составил 90 ГПа, предел текучести $\sigma_{0,2}$ – 520 МПа, предел прочности при сжатии σ_b – 1115 МПа. Образцы с ламеллярной микроструктурой имеют повышенные на 50-70 МПа значения прочности по сравнению с образцами, обладающими глобулярной структурой.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект № 0718-2020-0034).

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЪЕМНОЙ КИНЕТИКИ ТРЕЩИН В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С УЧЕТОМ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Н.А. Махутов, И.В. Макаренко, Л.В. Макаренко

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

E-mail: I.V.Makarenko@yandex.ru

Проведено исследование и моделирование кинетики пространственных полуэллиптических поверхностных малоцикловых трещин с учетом микро- и мезо процессов разрушения в основном металле и сварных соединениях аустенитных нержавеющей сталей типа 12Х2МФА и 08Х18Н10Т для оценки ресурса и живучести элементов ответственных конструкций и оборудования.

Рассматриваемый подход на основе деформационного критерия разрушения позволяет учитывать эволюцию взаимосвязи параметров микро-, мезо- и макропараметров разрушения разно наклонных трещин с учетом неоднородности физико-механических свойств материала. Дан анализ фрактографических параметров макро-, мезо - и микрорельефа поверхностей разрушения при изменении исходной направленности трещин, с учетом локальных удельных энергий упруго пластических деформаций по их контуру.

Проведена сравнительная оценка характеристик экспериментальных и численных результатов исследования на базе программных комплексов ANSYS и MATLAB.

В развитие линейной механики разрушения, связывающей рост трещин $dl/d\sigma$ и dl/dN с коэффициентами интенсивности напряжений K_I и критическим коэффициентом K_{Ic} в области упругих деформаций и хрупкого разрушения, показана возможность использования коэффициентов интенсивности деформаций K_{Ie} и K_{Iec} нелинейной механики разрушения для номинальных напряжений на уровне или выше пределов текучести. При этом для растущей трещины экспериментально определена решающая роль первой модели механики разрушения (модель нормального отрыва). Сказанное дает возможность сводить наклонные поверхностные трещины в виде их проекций на плоскость, перпендикулярную растягивающему усилию в каждой точке фронта трещины [1-2].

На основе функционального распределения параметров неоднородности физико-механических свойств материала, влияющего на накопление локальных пластических деформаций и на направление развития упруго-пластического разрушения, представленного в виде кинетического уравнения нелинейной механики разрушения сформулирована функциональная зависимость влияния анизотропии механических свойств материала на параметры кинетической диаграммы малоциклового разрушения в трехмерной конфигурации трещин.

Полученные результаты с использованием критериев линейной и нелинейной механики разрушения позволяют проводить оценку кинетики формоизменения поверхностей разрушения с учетом характеристик их микро-, мезо- и макрорельефа и анизотропии свойств по объему материала и уточненного обоснования прочности, ресурса и живучести элементов высоконагруженных конструкций ответственного оборудования и конструкций.

Список литературы

1. Н.А. Махутов. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. - Новосибирск, «Наука», 2005, - 1110с.
2. N. A. Makhutov, I. V. Makarenko and L. V. Makarenko. Paths of the semi-elliptical inclined surface cracks under complex low-cycle loading. // 2452-3216 © 2021, Procedia Structural Integrity, 2022, Vol. 39, No. , pp. 266–272.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Н.Н. Куранова, В.В. Макаров

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

Email: makarov@imp.uan.ru

Сплавы номинального химического состава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, находящийся в мартенситном состоянии и $Ti_{49}Ni_{51}$, находящийся в аустенитном состоянии при комнатной температуре, были выплавлены из высокочистых компонентов Ti и Ni (чистотой 99.99 мас.%). Количество кислорода и углерода не превышало 0.07 и 0.10 мас. %, соответственно. Сплав $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ не является дисперсионнотвердеющим в отличие от сплава $Ti_{49}Ni_{51}$, в котором присутствует эффект упрочнения при термической обработке за счет старения. Слиток сплава был подвергнут при 1173-1273 К горячей ковке в прутки сечением 10x10 мм и закалке в воде от 1173 К с выдержкой 10 минут. Для измельчения зеренной структуры сплава был применен метод многопроходной прокатки прутков при комнатной температуре с суммарной накопленной степенью деформации обжатием на 30%. Постдеформационная термическая обработка выполнялась в режиме изохронного (в течение 1 часа)

изотермического отжига при температурах в интервале (373-973) К с охлаждением на воздухе. Для механических испытаний на растяжение при комнатной температуре были вырезаны стандартные цилиндрические образцы с длиной рабочей части 20 мм и диаметром 3 мм. Поверхность образцов перед испытанием полировали алмазной пастой. Критические температуры начала (M_s , A_s) и конца (M_f , A_f) прямого (M_s , M_f) и обратного (A_s , A_f) термоупругого мартенситного превращения определены при циклических температурных измерениях электросопротивления $\rho(T)$ со скоростью, близкой 5 К/мин. Структуру и фазовый состав изучали методами рентгеновской дифрактометрии в излучении $CuK\alpha$ монохроматизированном графитом, оптической металлографии Альтами MET 2С, просвечивающей Теспаі G² 30 при ускоряющем напряжении 300 кВ и растровой Quanta 200 при ускоряющем напряжении 30 кВ электронной микроскопии, энергодисперсионного микроанализа, испытательную машину Instron 5982.

Проведены исследования влияния механо-термической обработки на структуру и фазовые превращения объемных сплавов с эффектами памяти формы Ti-50.5 ат.%Ni и Ti-51 ат.%Ni. Используя испытания на растяжение в комплексе с методами оптической и электронной микроскопии и рентгеновского анализа, получены данные об особенностях механических свойств и характера разрушения в исходных ультрамелкозернистых сплавах. Ультрамелкозернистая структура была создана методом многопроходной пластической деформации прокаткой.

Обнаружено, что сплавы, полученные многопроходной прокаткой с обжатием на 30% (Ti₄₉Ni₅₁ в аустенитном состоянии, Ti_{49.5}Ni_{50.5} в мартенситном состоянии), в процессе механических испытаний на растяжение при комнатной температуре обладают высокими коэффициентом упрочнения, пределами текучести и прочности Ti₄₉Ni₅₁ - $\sigma_{0.2}$ до 900 МПа, σ_B до 1500 МПа, Ti_{49.5}Ni_{50.5} - σ_B до 1300 МПа, а также умеренным равномерным относительным удлинением (20-30%).

Установлено, что мартенситные сплавы наследуют от аустенита ультрамелкозернистую структуру, полученную благодаря постдеформационной термической обработке при повышенных температурах 573-873 К. Сплав Ti₄₉Ni₅₁ характеризуется наряду с заметным упрочнением ($\sigma_{0.2}$ до 1000 МПа, σ_B до 1550 МПа) пластической деформацией ($\delta \sim 25\%$), а также способностью к фазовой текучести при σ_m 100-200 МПа при высоком реактивном сопротивлении σ_p 700-1000 МПа. Ti_{49.5}Ni_{50.5} обладает высокими прочностью (σ_B до 1400 МПа) способностью к повышенной пластической деформации (δ до 75%).

Ультрамелкозернистая структура сплава обусловлена одновременным развитием при ПТО в аустените первичной рекристаллизации и гетерогенного распада с выделением высокодисперсных частиц метастабильной фазы Ni₄Ti₃ преимущественно на границах зерен.

По данным фрактографических исследований, сплавы в исходном состоянии отличаются вязким мелкоягодным разрушением внутризеренного типа, а в ультрамелкозернистом состоянии - по большеугловым границам зерен.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-0.5Fe-0.3Cu, ПОЛУЧЕННОГО ЛИТЬЕМ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР

А.Е. Медведев, О.О. Жукова, М.Ю. Мурашкин

ФГБОУ ВО Уфимский Университет Науки и Технологий, 450076, ул. Заки Валиди 32, г. Уфа, Россия

Email: medvedevandreyrf@gmail.com

В исследовании производится анализ микроструктуры и свойств полуфабрикатов электротехнического назначения из катанки сплава Al-0,5Fe-0,3Cu (вес.%), полученной непрерывным литьем в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК). Ленты и проволоки из материала исследования были получены двухэтапной деформационной обработки, включающей равноканальное угловое прессование (РКУП) при комнатной температуре и последующие холодную прокатку (ХП) или волочение (ХВ). Для сопоставления аналогичные образцы получали без использования РКУП. Показано, что применение литья в ЭМК, в ходе которого реализуются скорости кристаллизации более 10^3 К/с, обеспечивает образование в микроструктуре катанки равномерно распределенных дисперсных частиц метастабильной фазы Al₂Fe. Ранее, образование частиц этой фазы было отмечено в образцах сплавов Al-Fe, полученных тем же методом литья [1–3]. В результате РКУП в катанке сплава была сформирована УМЗ структура со средним размером зерна в субмикронном диапазоне. Последующая деформационная обработка УМЗ заготовок методами ХВ и ХП позволила получить образцы в виде тонкой ленты и проволоки с геометрическими размерами, позволяющими использовать их в электротехнике (в токопроводящих шинах, проводах или кабелях). Анализ совокупности экспериментальных результатов и их сопоставление с ранее полученными данными [4] показал, что применение литья в ЭМК и двухэтапной деформационной обработки, включающей РКУП, позволило достичь в УМЗ образцах уникальный комплекс физико-механических свойств (Табл. 1)

Таблица 1. Физико-механические свойства сплавов

Сплав	Состояние	Электрические свойства	Механические свойства		
		IACS, %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Al-0,5Fe-0,3Cu	Исходное	56,1±0,4	72±8	106±4	33,7±6,5
	РКУП+ХП	51,3±0,1	276±11	298±13	17,1±1,6
	РКУП+ХВ	55,5±0,3	234±19	342±6	2,7±0,5
	ХВ	55,8±0,4	230±7	260±5	2,5±0,2
Al-0,5Fe	Исходное	57,8±0,2	35±3	90±7	32,5±3,4
	РКУП+ХП	58,5±0,5	185±11	200±11	17,2±0,8
АА6xxx (EN50183)	ХВ	57,4-52,5	-	245-342	3,0-3,5

Формирование УМЗ позволяет увеличить уровень предела прочности ленты и проволоки после РКУП+ХП и ХВ на 192 и 154 МПа, соответственно. В сравнении с аналогичным сплавом, не содержащим меди, рост прочности более выражен (Таблица 1). Уровень свойств, достигаемых в образцах сплава как с УМЗ структурой, так и без нее, сопоставим со свойствами наиболее прочных на сегодня проводниковых сплавов серии 6000.

Полосы, получаемые после РКУП и ХП, характеризуются повышенным уровнем прочности и пластичности, однако сниженной электрической проводимостью относительно проволоки (ХВ).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-79-10133, <https://rscf.ru/project/20-79-10133/>.

Список литературы

1. Medvedev A, Murashkin M, Enikeev N, Medvedev E, Sauvage X (2021) Metals (Basel). <https://doi.org/10.3390/met11050815>
2. Medvedev AE, Zhukova OO, Fedotova DD, Murashkin MYu (2022) Frontier Materials & Technologies 3:96–105
3. Medvedev A, Zhukova O, Enikeev N, Kazykhanov V, Timofeev V, Murashkin M (2023) Materials 16:3067
4. Medvedev AE, Zhukova OO, Kazykhanov VU, Shaikhulova AF, Enikeev NA, Timofeev VN, Murashkin MY (2022) International Journal of Lightweight Materials and Manufacture 5:484–495

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АЗОТОМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$

Е.В. Мельников, А.В. Лучин, С.В. Астафуров, Е.Г. Астафурова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

E-mail: melnickow-jenya@yandex.ru

В работе методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, микроиндентирования и одноосного статического растяжения исследовали микроструктуру и механические свойства среднеэнтропийного сплава $\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ и сплавов на его основе, легированных азотом: $(\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20})_{99,5}(\text{N})_{0,5}$ и $(\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20})_{99,3}(\text{N})_{0,7}$ (ат. %). Сплавы были выплавлены в вакуумной дуговой печи в атмосфере аргона. Для получения гомогенной структуры их подвергали термомеханической обработке (ТМО): сплав $\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ – прокатка (обжатие 80 %) с промежуточными отжигами (1200 °С, общая продолжительность – 6 ч); сплавы $(\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20})_{99,5}(\text{N})_{0,5}$ и $(\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20})_{99,7}(\text{N})_{0,7}$ – прокатка (80 %) и отжиги (1200 °С, общая продолжительность – 4 ч). Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполняли в $\text{CoK}\alpha$ излучении в интервале углов $40\div 120^\circ$; растяжение пропорциональных образцов, вырезанных в форме двойных лопаток с размерами рабочей части $9,0\times 2,7\times 1,2$ мм³, проводили при комнатной температуре с начальной скоростью деформации 5×10^{-4} с⁻¹; микротвердость определяли по методу Виккерса с нагрузкой на индентор 200 г и временем выдержки 10 сек. Образцы были предварительно отшлифованы и электролитически отполированы в растворе 25 г CrO_3 + 210 мл H_3PO_4 .

Согласно результатам микроструктурного анализа все исследуемые сплавы (после ТМО) имеют крупнокристаллическую однофазную ГЦК-структуру (γ -фаза) с близким размером зерна: 106, 119, 121 мкм соответственно для сплавов $\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$, $(\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20})_{99,5}(\text{N})_{0,5}$, $(\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20})_{99,7}(\text{N})_{0,7}$. По данным РСА при легировании сплава $\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ азотом наблюдается увеличение параметра кристаллической решетки γ -фазы от 3,6049 Å ($C_N=0$ ат %) до 3,6064 Å ($C_N=0,7$ ат %). Легирование сплава $\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ азотом приводит к увеличению предела текучести: $\sigma_{0,2}^{0N}\approx 225$ МПа, $\sigma_{0,2}^{0,5N}\approx 290$ МПа, $\sigma_{0,2}^{0,7N}\approx 315$ МПа и предела прочности: $\sigma_B^{0N}\approx 543$ МПа, $\sigma_B^{0,5N}\approx 725$ МПа, $\sigma_B^{0,7N}\approx 753$ МПа, при этом пластичность увеличивается более чем в два раза: $\delta^{0N}\approx 45$ %, $\delta^{0,5N}\approx 90$ %, $\delta^{0,7N}\approx 93$ %. Также при легировании сплава азотом повышается и микротвердость: 2,05 ГПа – при $C_N=0$ ат %, 2,12 ГПа – при $C_N=0,5$ ат %, 2,17 ГПа – при $C_N=0,7$ ат %. В работе показано, что в сплавах системы $(\text{Fe}_{35}\text{Ni}_5\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20})_{100-x}(\text{N})_x$ основной вклад в рост прочностных свойств при легировании азотом вносит

твердорастворное упрочнение. СЭМ исследования поверхности разрушения показали, что легирование азотом не вызывает изменения микромеханизма разрушения – во всех сплавах наблюдается вязкий транскристаллитный ямочный излом.

Таким образом, легирование среднеэнтропийного сплава $Fe_{35}Ni_{15}Mn_{20}Cr_{20}Co_{20}$ азотом способствует реализации твердорастворного упрочнения, что сопровождается увеличением не только прочностных характеристик, но и пластичности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00261, <https://rscf.ru/project/20-19-00261/>. Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЭФФЕКТА ЭЛЕКТРОПОЛЗУЧЕСТИ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ МЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ

А.Ю. Моркина^{1,2}, Д.В. Таров², Д.У. Абдуллина³, С.В. Дмитриев^{3,4}.

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

² Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

³ Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа, Россия

³ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

Email: alinamorkina@yandex.ru

Электропластичность — это снижение предела текучести деформируемого металла при пропускании через него импульсного электрического тока, которое не может быть объяснено джоулевым нагревом металла при прохождении через него электрического тока.

В 1963 году Троицкий и Лихтман первыми обнаружили уменьшение текучести монокристаллов цинка при прохождении через них импульсов тока [1]. С тех пор электромагнитный эффект (ЭЭ) вызвал заметный интерес исследователей и нашел практическое применение в различных промышленных процессах, таких как волочение, прокатку, штамповку и формовку [2]. Однако несмотря на то, что это явление установлено и широко применяется, основная физика, управляющая этим явлением, остается неясной.

Одной из основных гипотез, объясняющих явление снижения предела текучести материала в случае присутствия электрического тока, является предположение о локализации джоулева тепла на дефектах решетки, что, в свою очередь, приводит к снижению потенциальных барьеров их миграции [3].

Электропластический эффект обладает большим количеством свойств. Он способен положительно влиять на микроструктуру, улучшать механические свойства материалов, он может использоваться в термической обработке материалов, но самое его главное свойство – он способен облегчать проведение обработки материала.

В данной работе изучалось влияние одиночных импульсов тока длительностью 0,1-1,0 мкс с плотностью тока 1000-10000 А/мм² на пластическую деформацию растяжения проволочных образцов в режиме ползучести, нагруженных мертвым грузом до заданной скорости ползучести. Эксперимент проводился при комнатной температуре на образцах из медной проволоки М1 в двух структурных состояниях - в состоянии поставки и после двухчасового отжига при температуре 500°С. Были рассмотрены проволоки двух диаметров - 1 и 2 мм.

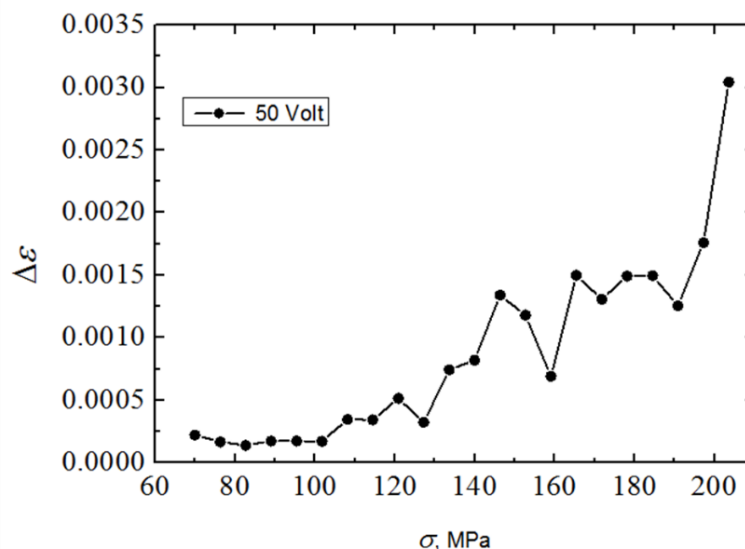


Рисунок 1. Зависимость деформации от напряжения.

На рис. 1 представлена зависимость деформации от напряжения. В результате проведённых экспериментов установлено, что в момент прохождения импульса тока образец, деформируемый мертвым грузом с определённой скоростью деформации ползучести, претерпевает практически мгновенное удлинение (деформация порядка 0,01% - 1% в зависимости от мощности импульса), после чего скорость его деформации выходит на режим ползучести, наблюдавшийся до прохождения импульса.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант РФФ 23-11-00364).

Список литературы

1. О.А. Троицкий, В.И. Лихтман, Техническая физика, 1963, 148, с. 332 – 334.
2. L. Guan, G. Tang, P. K. Chu, Mechanics of Advanced Materials and Structures, 2010, 25, pp. 1215-1224.
3. N.K. Dimitrov, Yu. Liu, M. F. Horstemeyer, Mechanics of Advanced Materials and Structures, 2022, pp. 705-716.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА КАНТОРА

М.В. Надежкин, С.А. Баранникова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

Email: mvn@ispms.ru

Высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС) наряду с характеристиками, типичными для металлических сплавов, обладают уникальными и необычными свойствами: высокой твердостью и стойкостью по отношению к температурному разупрочнению, дисперсионным твердением, положительным температурным коэффициентом упрочнения, высокими прочностными характеристиками при повышенных температурах, высокими износостойкостью и коррозионной стойкостью, рядом других характеристик. Один из первых многокомпонентных сплавов $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ был разработан Кантором в 2004 году [1]. В литературе известно большое количество публикаций, в которых описана термодинамика ВЭС, рассмотрены результаты моделирования их структуры, обсуждены новые варианты методов получения многокомпонентных сплавов [2]. Исследованы ВЭС на основе твердого раствора, смеси интерметаллидных фаз, аморфной фазы, а также сплавы с более сложной многофазной структурой.

Несмотря на значительное количество работ, посвященных анализу структурно-фазовых состояний и механических свойств ВЭС, процессы локализации пластической деформации в них изучены не достаточно [3–5]. Многочисленные экспериментальные данные показывают, что пластическое течение металлов и сплавов протекает локализованным образом на всем протяжении многостадийного деформационного процесса. В ходе течения формируются специфические для каждой стадии деформационного упрочнения пространственно-временные картины локализации - паттерны локализованного пластического течения. Паттерн демонстрирует неоднородность распределения пластически деформированных и недеформированных объемов материала, причем его форма однозначно определяется действующим на данной стадии законом деформационного упрочнения [6, 7]. Картина автоволн локализованной пластичности дополнительно характеризует процесс пластического течения на макроскопическом уровне, демонстрируя неоднородность протекания процесса пластического формоизменения, которые часто лежат в основе технологических процессов и отличаются сложностью своего протекания [7]. По этой причине представляет интерес возможность исследования пластичности технически важных сплавов с применением развитых представлений, поскольку анализ паттерна локализованной пластичности кажется перспективным для оценки технологической пластичности металлов и сплавов непосредственно в ходе технологического процесса.

В данной работе методом корреляции цифровых изображений исследованы особенности локализации пластического течения в процессе одноосного растяжения при комнатной температуре литого многокомпонентного сплава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$. Анализ изображений микроструктуры и данные рентгенофазового анализа свидетельствуют о формировании в литом сплаве Кантора аустенитной структуры, которая имеет дендритную морфологию. Образцы для механических испытаний были выполнены в форме двусторонней лопатки с размерами рабочей области $50 \times 10 \text{ мм}^2$ и толщиной 2 мм. Скорость движения подвижного захвата испытательной машины составляла 0,2 мм/мин. Метод корреляции цифровых изображений основан на статистическом анализе кинетики спеклов в ходе изменения исследуемой поверхности объекта при освещении лазером с длиной волны 635 нм. В результате отражения от шероховатостей исследуемой поверхности образуется так называемая спекл-структура, выполняющая роль реперной сетки для измерения полей смещений и локальных деформаций. Методика позволяет восстанавливать поле векторов смещений, возникающее на поверхности плоского образца на любом этапе процесса, и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии [7].

На рисунке 1а показана диаграмма растяжения нагружения, совмещенная с зависимостью коэффициента деформационного упрочнения от общей деформации. На кривой пластического течения выделяются стадии линейного, параболического деформационного упрочнения и предразрушения (рис. 1а). Распределение деформаций вдоль оси растяжения представляет собой совокупность максимумов локальных удлинений ϵ_{xx} с пространственным периодом λ , который отличается в 2 раза на разных стадиях деформационного упрочнения: $\lambda = 4,5 \pm 0,5 \text{ мм}$ в интервале общей деформации 3-13% и $\lambda = 9,5 \pm 0,5 \text{ мм}$ в интервале общей деформации 17-34% (рис. 1б). Окончание стадии параболического деформационного упрочнения характеризуется выявлением в средней части образца высокоамплитудного максимума локальных деформаций, местоположение которого соответствует формированию шейки разрушения.

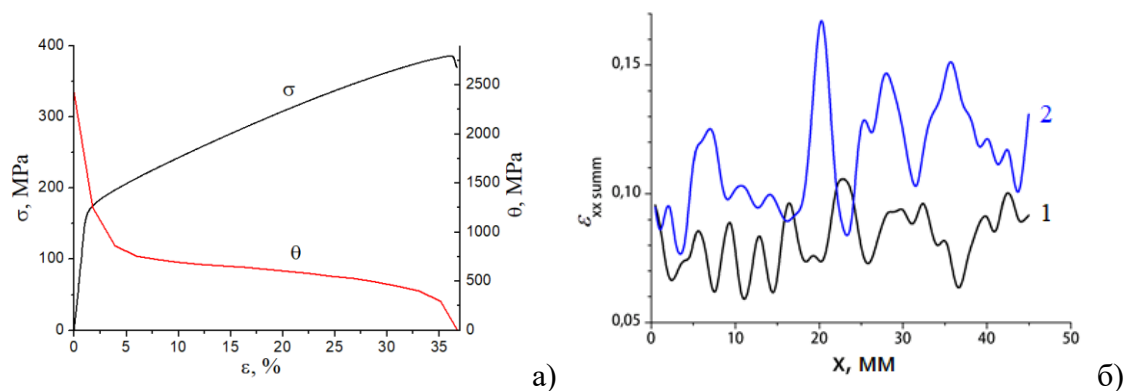


Рисунок 1. (а) Совмещенные зависимости напряжения σ и коэффициента деформационного упрочнения θ от общей деформации ϵ ; (б) распределение накопления локальных деформаций вдоль оси растяжения в интервале $\epsilon=3-13\%$ (1) и $\epsilon=17-34\%$ (2)

Таким образом, использование метода корреляции цифровых изображений позволяет рассчитывать поля деформаций на поверхности деформируемых образцов в режиме реального времени, а также устанавливать место и время будущего разрушения для оценки запаса пластичности ВЭС. Такая эволюция распределений компонент тензора пластической дисторсии оказывается достаточно универсальной и ранее прослеживалась на многих материалах [7].

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

1. B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent, *Materials Science and Engineering: A* **375–377**, pp. 213–218 (2004).
2. F. Otto, A. Dlouhý, K.G. Pradeep, M. Kuběnová, D. Raabe, G. Eggeler, E.P. George, *Acta Materialia* **112**, pp. 40–52 (2016).
3. W. Li, B. Wang, X. Huang, B. Liu, J. Brechtel, P.K. Liaw, *Journal of Materials Research and Technology* **21**, pp. 1461–1478 (2022).
4. K. Lu, A. Chauhan, M. Walter, A.S. Tirunilai, M. Schneider, G. Laplanche, J. Freudenberger, A. Kauffmann, M. Heilmaier, J. Aktaa, *Scripta Materialia* **194**, pp. 113667 (2021).
5. S.Y. Ahn, D.G. Kim, J.A. Lee, E.S. Kim, S.G. Jeong, R.E. Kim, J. Choe, S. Hong, P. Quang, S. Lee, H.S. Kim, *Journal of Alloys and Compounds* **960**, pp. 170602 (2023).
6. L.B. Zuev, *Springer Tracts in Mechanical Engineering*, pp. 245–274 (2021).
7. Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранникова, *Физика макролокализации пластического течения*. (Наука, Новосибирск, 2008).

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АД1 В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

М.В. Нарыкова, Б.К. Кардашев, В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев,
А.И. Лихачев, А.А. Левин, О.В. Амосова

ФТИ им. А.Ф. Иоффе

Email: Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Повышение прочности металлических материалов путем создания ультрамелкозернистой структуры требует исследования стабильности зеренной структуры и механических свойств. Особенно важно учитывать стабильность этих характеристик при эксплуатации, которая может проходить при повышенных температурах. Поэтому изучение температурного интервала, обеспечивающего стабильность структурного состояния, упругих и микропластических свойств ультрамелкозернистых металлических материалов, является актуальным.

В данной работе анализируются данные по упругим (модуль Юнга) и микропластическим (логарифмический декремент, напряжение микропластического течения) свойствам для алюминия АД1 в различных структурных состояниях: микрокристаллическом (МК) и двух субмикрокристаллических (СМК). Два СМК состояния, обозначаемые далее как СМК-1 и СМК-2, были сформированы по режиму механо-термической обработки [1]. Отличие в процессе формирования субмикрокристаллических структур для этих состояний состояло в температуре при финишной прокатке: СМК-1 проводилось при комнатной температуре, СМК-2 – с применением дополнительного охлаждения в жидком азоте. МК состояние было получено отжигом из состояния СМК-1 при температуре 250°C в течение одного часа. Установлено, что в поперечном сечении (перпендикулярно направлению прокатки) до изотермических отжигов зерна имеют равноосный вид со средним значениями 1500, 470 и 500 нм для МК, СМК-1 и СМК-2 состояний соответственно [2]. Для изучения стабильности структуры, механических, упругих и микропластических свойств была проведена серия изотермических отжигов в интервале 50-350°C с шагом 50°C длительностью 45 min.

Упругие и микропластические свойства (модуль Юнга E , амплитудно-независимый декремент упругих колебаний δ , напряжение микропластического течения σ и неупругая деформация ε_d) изучались резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора. Испытания проводились на частоте около 100 kHz в широком диапазоне амплитуд колебательной деформации ε , включающем линейную (амплитудно-независимую) и нелинейную (микропластическую) области. Было проанализировано также влияние отжигов и на микротвердость АД1. Структурные исследования проводились с применением метода EBSD и XRD анализа.

Согласно данным электронной микроскопии, зеренная структура остается стабильной до $T=200^\circ\text{C}$. После отжига при температуре 300°C структура для всех трех состояний (МК, СМК-1 и СМК-2) представлена равноосными зёрнами, размер которых изменяется в диапазоне 10-12 мкм, что является следствием процесса собирательной рекристаллизации.

В табл. 1 приведены данные для модуля E , декремента δ и напряжения микротекучести σ после различной температуры отжига. Из таблицы видно, что значения модуля упругости при увеличении температуры отжига достаточно стабильны (наблюдается лишь незначительное снижение для СМК-2 и небольшое повышение к 300°C для МК и СМК-1), а декремент и напряжение микропластического течения для СМК-1 и СМК-2 заметно уменьшаются и становятся близкими друг другу по значениям после отжига

Табл. 1. Модуль Юнга E , амплитудно-независимый декремент δ_i и условный предел микротекучести σ_s при неупругой деформации $\varepsilon_d = 5.0 \times 10^{-8}$ при различных T для АД1.

Отжиг T, K	АД1	E, GPa	$\delta_i, 10^{-5}$	σ_s, MPa
20	МК	68.16	12.3	11.5
	СМК-1	69.33	34.2	16.8
	СМК-2	68.80	30.1	18.0
100	МК	68.15	10.9	10.8
	СМК-1	69.32	32.4	16.7
	СМК-2	68.57	33.2	17.1
200	МК	68.02	7.2	12.7
	СМК-1	69.21	8.8	13.5
	СМК-2	68.54	8.6	12.9
300	МК	68.10	6.8	12.5
	СМК-1	69.25	5.7	13.8
	СМК-2	68.40	7.3	13.3

при 200°C. Отметим, что увеличение температуры отжига от 200 до 300°C существенно не повлияло на дальнейшее изменение упругих и микропластических свойств.

В [2] были рассмотрены причины, влияющие на заметное различие модуля Юнга до отжигов. Так, было показано, что более высокое значение модуля Юнга для СМК-1 обусловлено (преимущественно) влиянием высоких внутренних напряжений [3]. В настоящей работе это подтверждается данными XRD, согласно которым величина микродеформации ϵ_s только в этом образце отлична от нуля и составляет 0.011%, что должно приводить к росту внутренних напряжений. Отметим, что состояние СМК-2 было получено с применением жидкого азота, и «нагрев» до комнатной температуры можно рассматривать как отжиг, который может приводить к понижению уровня внутренних напряжений и, как следствие, более низкому значению модуля упругости (при одинаковом значении плотности $\rho=2.6970 \text{ g/cm}^3$ [2]).

В отличие от модуля Юнга, величина декремента меняется существенно. Различные значения декремента для состояний СМК-1, СМК-2 и МК до отжига обсуждались в [2]. Согласно рентгенодифракционным данным, после отжига при 200°C наблюдается увеличение размеров кристаллитов (области «идеального кристалла») для всех структурных состояний. Это может быть связано с уменьшением количества подвижных дислокаций, что и приводит к заметному уменьшению декремента.

Формирование ультрамелкозернистой структуры в техническом алюминии АД1 привело к заметному изменению упругих и микропластических свойств. Выявлена достаточно высокая термическая стабильность зеренной структуры в СМК-1 и СМК-2 состояниях до температуры 200°C, а модуля упругости – до 300°C, несмотря на явные процессы собирательной рекристаллизации при отжиге выше температуры 200°C.

Список литературы

1. М.Б. Иванов, А.В. Пенкин, Ю.Р. Колобов, Е.В. Голосов, Д.А. Нечаенко, С.А.Божко. Деформация и разрушение материалов. 2010, №9. стр. 13-18.
2. Нарыкова М.В., Кардашев Б.К., Бетехгин В.И., Кадомцев А.Г., Лихачев А.И., Амосова О.В. ФТТ. 2023. Т. 65. №8. С. 1383-1387
3. С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. Наука, М. (1985). 254 с.

ВЛИЯНИЕ НЕОДНОРОДНОГО СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Д.В. Орлова, М.В. Надежкин, Г.В. Шляхова, Н.Н. Сороков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Email: dvo@ispms.ru

В настоящее время наблюдается значительный интерес к созданию защитных покрытий. Важной научной проблемой является влияние сформированной межфазной границы раздела в материале на процесс пластической деформации и последующего разрушения. С другой стороны, ранее было показано, что даже монокристаллы и структурно-однородные материалы при нагружении склонны к формированию зон локального деформирования [1]. Макроскопическая локализация пластической деформации в зависимости от стадии пластического течения может принимать форму отдельной волны переключения в случае полосы Чернова-Людерса, либо стационарной периодической картины распределений зон локализации на параболической стадии деформационного упрочнения, либо коллапс автоволны на стадии предшествующей разрушению. Поэтому очень важно, для разработки технологии изготовления и

использования композитов иметь представление о влиянии соединения двух и более материалов аддитивным способом на кинетику локализации пластической деформации. Целью данного исследования является определение особенностей кинетики макролокализованной пластической деформации при растяжении соединения из низкоуглеродистой и нержавеющей стали, полученном аддитивным методом электронно-лучевой наплавки в исходном состоянии и после термообработки.

В качестве материала для исследования использовали биметаллическое соединение, состоящее из низкоуглеродистой стали толщиной 4 мм, используемой в качестве подложки на которую методом электронно-лучевой наплавки в вакууме за несколько проходов был нанесен слой аустенитной стали толщиной 5.5 мм. Образцы для испытаний в форме двусторонней лопатки с рабочей длиной 40 мм, шириной 8.5 мм, толщиной 2 мм изготавливались таким образом, чтобы на рабочей части образца была возможность наблюдать за процессом деформации сразу во всех слоях биметалла.

Подготовленные образцы испытывались на одноосное растяжение при комнатной температуре на универсальной испытательной машине LFM 125 со скоростью деформирования $8.33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Испытания были проведены на серии образцов после различных режимов термообработки, а именно: исходное состояние – без термообработки, отжиг при температурах 350, 450, 550 и 650°C с выдержкой в атмосферной печи 30 минут и охлаждением с печью. Для выявления зон локализованной деформации проводилась последовательная запись цифровых изображений деформируемого образца. Апостериорная обработка последовательности изображений осуществлялась методами корреляции цифровых изображений (DIC) [2]. DIC позволяет производить измерения значений смещения поля, компонент деформации и скорости деформации.

Микроструктурные исследования проводили методами оптической микроскопии. Типичная микроструктура наплавленных слоев из аустенитной стали, сформированных в результате электронно-лучевого аддитивного плавления в вакууме является двухфазной, состоящей из γ -аустенита и δ -феррита [3]. В зоне соединения со стороны подложки образуется обезуглероженная зона, ширина которой увеличивается с ростом температуры отжига.

Согласно механическим характеристикам аддитивно изготовленный биметалл в исходном состоянии имеет меньшую пластичность и повышенную прочность по сравнению с составными компонентами в литом виде. Последующая термическая обработка значительно увеличивает пластичность биметалла. Все деформационные кривые можно отнести к диаграммам общего типа, которые принято описывать параболической функцией вида $\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n$, где K – коэффициент деформационного упрочнения; $n \leq 1$ – показатель деформационного упрочнения.

В нашей работе, диаграммы образцов исследуемого аддитивно изготовленного биметалла во всех состояниях не содержат площадку текучести, несмотря на значительное содержание низкоуглеродистой стали. Деформация Чернова-Людерса, присущая этой стадии, в виде перемещающегося локализованного фронта также не наблюдается. При этом в образцах после термической обработки при значительном увеличении пластичности наблюдается продолжительная стадия параболического упрочнения. На всем протяжении стадии параболического упрочнения $n = 0.5$ в каждом слое формируются стационарные периодические распределения зон локализации $\varepsilon_{xx}(x)$, подобно наблюдаемым в однородных образцах. Аналогичная картина наблюдается в образцах после ТО 350-550°C. В рамках автоволновой модели пластичности система эквидистантных неподвижных очагов локализованной пластичности на стадии параболического деформационного упрочнения интерпретируется как устойчивая диссипативная структура [1].

Локализация пластической деформации происходит во всех слоях соединения на всем протяжении нагружения. Сначала на стадии параболического упрочнения $n = 0.5$ формируется стационарная диссипативная система очагов локализованной пластичности. Причем в образцах после термической обработки максимальные значения периода локализации соответствуют минимальной ширине обезуглероженной зоны со стороны подложки в месте соединения. С наступлением стадии $n \leq 0.5$ наблюдается высокоамплитудная зона деформации в переходном слое, которая совпадает с местом будущего разрушения образца.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-29-00580).

Список литературы

1. Zuev, L.B.; Barannikova, S.A.; Danilov, V.I.; Gorbatenko, V.V. *Prog. Phys. Met.* **2021**, *22*, 3–57;
2. Sutton, M.A.; Orteu, J.-J.; Schreier, H.W. Springer: Berlin, Germany, 2009; p. 317;
3. Tarasov SYu, Filippov AV, Shamarin NN, Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A (2019) AISI 304 stainless steel. *J Alloys Compd* 803:364–370.

ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ Al-Mg-Zr ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Т.С. Орлова¹, Д.И. Садыков^{1,2}, М.Ю. Мурашкин¹, А.А. Левин¹, А.И. Лихачев¹,
Д.А. Кириленко¹

¹Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,

²Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: orlova.t@mail.ioffe.ru

Разработка легких высокопрочных алюминиевых сплавов для широкого ряда применений при низких и криогенных температурах является одной из важных задач современного физического материаловедения [1,2]. В настоящей работе представлены результаты исследований по влиянию температуры деформации в диапазоне 77-293 К на микроструктуру и механические свойства низколегированных ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов Al-Mg-Zr, разрабатываемых для электротехнических назначений, в различных состояниях.

Исследовался сплав Al-0.95Mg-0.32Zr (масс. %), полученный литьем с последующей горячей прокаткой. Для гомогенизации твердого раствора и осаждения наноразмерных преципитатов вторичной фазы Al₃Zr (L12) сплав подвергался искусственному старению при 375 °С в течение 140 ч. Исходная УМЗ структура была получена путем структурирования методом кручения под высоким давлением (КВД) $P = 2$ ГПа на $n=10$ оборотов (состояние НРТ). Часть образцов после КВД в виде дисков с диаметром $d = 20$ мм и высотой $h = 1.5$ мм подвергалась дополнительной деформационно-термической обработке (ДТО), состоящей из отжига при 150 °С в течение 1 ч (состояние НРТ+АН) и дополнительной КВД деформации при $P = 2$ ГПа на $n=0.25$ (состояние НРТ+АН+0.25НРТ). Микроструктура образцов во всех трех состояниях исследовалась методами рентгеновской дифракции, дифракции обратно рассеянных электронов и просвечивающей электронной микроскопии с локальной энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией. Механические свойства определялись путем испытаний на одноосное растяжение и измерения микротвердости. Электропроводность измерялась токовихревым методом при комнатной температуре.

Показано, что в состоянии НРТ+АН+0.25НРТ сплав Al-Mg-Zr демонстрирует высокую прочность (предел прочности 370–490 МПа) и хорошую пластичность (удлинение

до разрушения 7–13%) во всем диапазоне температур 77–293 К (Рис. 1). В то же время образцы в состояниях НРТ и НРТ+АН имеют очень низкую пластичность (<2%) во всем исследованном температурном интервале (Рис. 1). Кроме того, для состояния НРТ+АН+0.25НРТ в температурном интервале 243–293 К обнаружен нетипичный, аномальный характер изменения механических свойств: с понижением температуры прочность уменьшается, а пластичность увеличивается (Рис. 1). Такой аномальный характер изменения механических свойств при понижении температуры не характерен для крупнозернистых и других УМЗ сплавов на основе Al, например, для низколегированных УМЗ сплавов Al-0.4Zr (масс. %) [3], Al-1.47Cu-0.34Zr (масс. %) [4] и технически чистого Al [5] даже после применения подобной ДТО.

Определены основные параметры микроструктуры (средний размер зерна, доля большеугловых границ зерен, средний угол разориентировки границ зерен, плотность дислокаций, особенности распределения дислокаций в УМЗ структуре, количество и размер вторичных фаз и их распределение) во всех трех состояниях: НРТ, НРТ+АН, НРТ+АН+0.25НРТ). Электропроводность слабо изменялась от состояния к состоянию и оставалась на уровне 48–49 % IACS при комнатной температуре во всех трех исследованных состояниях.

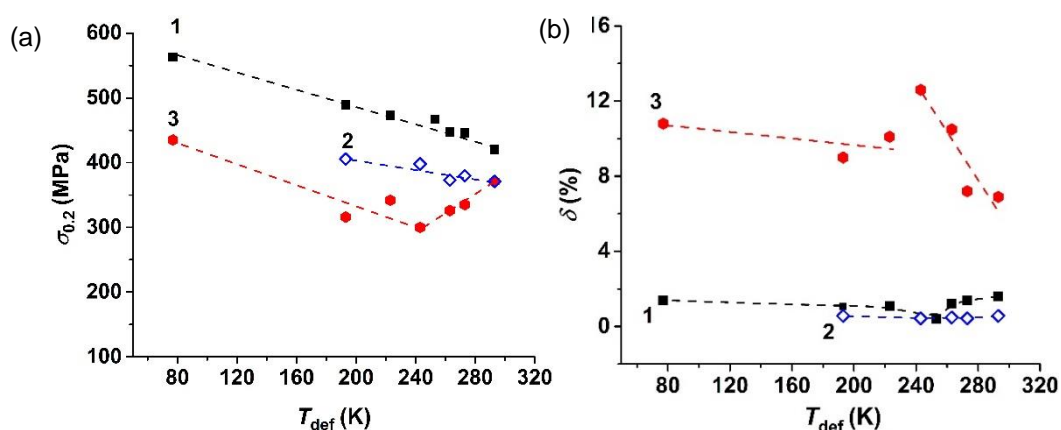


Рисунок 1. Температурные зависимости предела текучести (а) и пластичности (удлинения до разрушения) (в) УМЗ сплава Al-0.95Mg-0.32Zr (масс. %) в состояниях НРТ (кривая 1), НРТ+АН (кривая 2) и НРТ+АН+0.25НРТ (кривая 3).

Анализ эволюции микроструктуры, происходящей в результате применения ДТО, показал, что трансформация дислокационной структуры границ зерен, вызванная ДТО, является ключевым фактором, ответственным за наблюдаемое аномальное изменение механических свойств при понижении температуры. Предложено возможное объяснение аномальных температурных зависимостей прочности и пластичности, основанное на конкуренции двух различных термоактивационных процессов на границах зерен, противоположным образом зависящих от температуры.

Полученные результаты показали принципиальную возможность значительного улучшения механических свойств УМЗ сплавов Al-Mg-Zr в широком диапазоне низких температур (77–293 К) за счет изменения состояния границ зерен в УМЗ структуре при сохранении размера зерна.

Авторы выражают благодарность Российскому научному фонду за финансовую поддержку исследования (грант № 22-19-00292).

Список литературы

1. K. Son, M.E. Kassner, T.K. Lee, J.W. Lee, *Mater. Des.* **224** pp. 111336 (2022).
2. D.H. Park, S.W. Choi, J.H. Kim, J.M. Lee, *Cryogenics* **68**, pp. 44–58 (2015).

3. T.S. Orlova, A.M. Mavlyutov, M.Y. Murashkin, N.A. Enikeev, A.D. Evstifeev, D.I. Sadykov, M.Y. Gutkin, *Materials* **15**, pp. 8429 (2022).
4. T.S. Orlova, D.I. Sadykov, D.V. Danilov, M.Y. Murashkin, *J. Alloys Compd.* **931**, pp. 167540 (2023).
5. T.S. Orlova, A.M. Mavlyutov, M.Y. Gutkin, *Mater. Sci. Eng. A* **802**, pp. 140588 (2021).

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ Ni₃Al, ПОЛУЧЕННЫХ ИСКРОВЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ, В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

Д.А. Осипов, И.В. Смирнов, К.В. Гриняев, И.А. Дитенберг

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Email: osipov_da@ispms.ru

Одним из перспективных направлений порошковой металлургии является комбинированное использование механической активации (МА) порошков и их смесей с последующим синтезом получаемых прекурсоров методом искрового плазменного спекания (ИПС) [1,2]. Использование такого подхода позволяет получать материалы разного класса, среди которых: интерметаллиды [3] и многокомпонентные сплавы [4].

Такой комплексный подход представляет большой интерес, с позиции как фундаментальных исследований, так и технологического использования.

Смесь порошков 3Ni (99.85 %, марки ПНК 1Л5) – Al (98 %, марки ПА-4) была подвергнута МА продолжительностью 1, 3.5, 5.5 и 10.5 минут в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице АГО-2 с водяным охлаждением. Центробежное ускорение шаров 400 м/с² (40g). ИПС с выдержкой не менее 5 минут выполнено на установке SPS Labox-1575 под давлением 40 МПа при температуре 1050 °С. Синтезированные образцы Ni₃Al подвергали ступенчатому стабилизационному отжигу в вакууме при температурах 1200 °С (1 ч) + 1300 °С (1 ч).

Механические испытания образцов в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 13×2×0.7 мм осуществляли методом активного растяжения со скоростью 2×10⁻³ с⁻¹ в вакууме ~ 3×10⁻³ Па при температурах 20 °С и 1000 °С. Изучение фрактограмм после растяжения при разных температурах проведены методом сканирующей электронной микроскопии на приборе Tescan Vega 3 SBH (30 кВ).

Установлено, что при комнатной температуре растяжения на фоне высокой прочности наблюдается либо очень низкая пластичность, либо ее полное отсутствие. В то же время, измельчение зеренной структуры Ni₃Al, как следствие увеличения продолжительности предварительной МА, за счет зернограницных эффектов способствует увеличению пластичности при повышенной температуре.

После растяжения при 20 °С на фрактограммах изломов образцов с 1 мин МА наблюдается смешанный хрупко-вязкий характер разрушения, который проявляется в хрупком разрушении крупных кристаллитов по плоскостям скольжения и в формировании ячеистых изломов в областях с мелкокристаллической структурой.

Фрактограммы образцов с МА 3.5, 5.5 и 10.5 мин при этой температуре характеризуются преимущественно фасетчатой структурой, а измельчение зеренной структуры в результате увеличения продолжительности предварительной МА проявляется в изменении пространственных масштабов образования фронтов разрушения. В случае растяжения при 1000 °С образцы с 1 мин предварительной МА разрушаются хрупким образом, в то время как фрактограммы образцов с МА 3.5, 5.5 и 10.5 мин характеризуются хрупко-вязким типом разрушения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008. Исследования проведены с использованием оборудования ТМЦКП НИ ТГУ.

Список литературы

1. C. Suryanarayana, *Prog. Mater. Sci.* **46**, 1-184 (2001).
2. P. Cavaliere, “Spark plasma sintering of materials: advances in processing and applications”, Springer, (2019).
3. J. Meng, C. C. Jia, Q. He, *Powder Metall.* **51**, 227-230 (2008).
4. J. Pan, T. Dai, T. Lu, X. Ni, J. Dai, M. Li, *Mater. Sci. Eng., A.* **738**, 362-366 (2018).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДИКИ ИНДЕНТИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ НЕГОМОГЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

О.М. Остриков

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

E-mail: omostrikov@mail.ru

Металлические стекла обладают уникальными и важными для практического применения физико-механическими свойствами, обусловленными отсутствием в атомной структуре материала дальнего порядка [1–3]. Изучение взаимосвязи структуры материала и его механических свойств целесообразно для прогнозирования химического состава металлического стекла, обеспечивающего нужные для его эксплуатации свойства. Металлическим стеклам свойственна негомогенная пластическая деформация [1–3], оказывающая существенное влияние на их прочностные характеристики. Как было показано в [2, 3], для изучения негомогенной пластической деформации хорошо подходит методика индентирования поверхности.

Целью данной работы стало исследование ионной имплантации на негомогенную пластическую деформацию металлических стекол.

Исследовались аморфные сплавы сложного состава: $\text{Fe}_{82.3}\text{Cr}_{4.0}\text{Mo}_{7.2}\text{V}_{0.5}\text{B}_{4.0}\text{Si}_{2.0}$, $\text{Fe}_{81.4}\text{Cr}_{4.0}\text{Mo}_{6.0}\text{Ni}_{5.2}\text{C}_{1.0}\text{Mn}_{2.1}\text{Al}_{0.3}$, $\text{Fe}_{71.7}\text{Ni}_{6.0}\text{Co}_{2.4}\text{Cr}_{7.5}\text{Mo}_{7.9}\text{B}_{4.0}\text{Si}_{0.5}$, $\text{Fe}_{86}\text{P}_{9.8}\text{C}_{1.0}\text{Si}_{0.9}\text{Al}_{1.7}\text{B}_{0.6}$ (в вес. %). Индентирование поверхности аморфных лент осуществлялось алмазной пирамидой Виккерса с помощью нагрузочного механизма прибора ПМТ-3. Нагрузка P на индентор выбиралась в пределах от 0,05 до 2,0 Н. Использование нагрузки выше 2,0 Н представлялось нецелесообразным, так как из-за малой толщины лент существенным оказывалось влияние на результаты измерений противоположной поверхности.

Установлено, что имплантация ионов азота энергией 95 кэВ, дозами $2 \cdot 10^{16}$, $1 \cdot 10^{17}$ и $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² приводит к уменьшению числа полос сдвига в виде полуколец ($N_{\text{п}}$) на 25%, 38% и 50% соответственно. При этом максимум функции $N_{\text{п}} = f(P)$ смещается в область более высоких нагрузок. В случае же облучения дозой $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² в исследуемом интервале нагрузок зависимость $N_{\text{п}} = f(P)$ линейная. Уменьшение числа полос сдвига в виде полуколец происходит на фоне увеличения их удаленности от отпечатка индентора на 4 мкм и 2 мкм при дозах облучения $2 \cdot 10^{16}$ и 10^{17} ион/см² соответственно. С ростом дозы облучения длина полос сдвига в виде полуколец уменьшается. Имплантация ионов азота приводит также к уменьшению числа полос сдвига типа лучей на 35%, 52% и 68% при дозах

облучения $2 \cdot 10^{16}$, 10^{17} и $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² соответственно и увеличению их длины на 15% и 58% при дозах облучения $2 \cdot 10^{16}$ и 10^{17} ион/см² соответственно.

Таким образом, показана возможность успешного использования метода индентирования поверхности для изучения влияния ионной имплантации на неомогенную пластическую деформацию металлических стекол.

Автор благодарит М.Н. Верещагина, В.Г. Шепелевича и Ф.Ф. Комарова за участие в обсуждении результатов и любезно предоставленные образцы.

Список литературы

1. Глезер А.М., Молотилов Б.В. М.: Metallurgy, 1992. – 208 с.
2. Остриков О.М. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2006. – № 12. – С. 18–21.
3. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Неомогенная пластическая деформация аморфных сплавов на основе железа. Монография. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2004. – 134 с.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

М.С. Пархоменко^{1,2}, А.И. Базлов^{1,2}.

¹ НИТУ “МИСИС”, Россия, г. Москва, Ленинский проспект 4.

² СПбГУ, Россия, г. Санкт-Петербург, Университетская набережная, д. 7-9

Email: parkhomenko.m@misis.ru

Аморфные металлические стекла (МС) – достаточно молодой класс металлических материалов, отличающихся от привычной промышленности сплавов тем, что не обладают дальним порядком в расположении атомов. Так же, МС обладают однородной, неупорядоченной структурой, а отсутствие дислокационного механизма деформации обеспечивает МС такую комбинацию свойств как превосходные прочностные свойства, высокую микротвердость, высокие физические свойства, такие как, например, удельное электросопротивление и коррозионную стойкость. Однако, недостатком МС является низкая пластичность, так как их механизм деформации заключается в зарождении и распространении полос сдвига (ПС). ПС имеют толщину около 10-20 нм, эти области характеризуются ускоренной диффузией, меньшей твердостью и омоложенной структурой. Ранее, многие научные коллективы выдвигали гипотезу, что для более достижения более высокой пластичности МС предпочтительно образование большого количества ПС при деформации, а также создание неоднородностей – блокираторов распространения ПС, препятствующих разрушению. Такие неоднородности возникают вследствие нанокристаллизации МС или фазового расслоения в них.

Кручение под высоким давлением (ИПДК) представляет собой тип сильной пластической деформации, однако, благодаря мягкости схемы деформирования она применяется даже к достаточно твердым материалам. В данной работе исследуются процессы влияния ИПДК на структуру и свойства аморфного сплава Zr_{62,5}Cu_{22,5}Fe₅Al₁₀. Исследование подтверждает, что ИПДК приводит к структурным преобразованиям, вызванным деформацией сдвига. Результаты показывают, что ИПДК приводит к разделению исходной однородной аморфной матрицы на области с различным химическим составом. Кроме того, деформация сдвига приводит к изменению процесса кристаллизации. В литом образце наблюдается эвтектическая кристаллизация переохлажденной жидкости. Метастабильная фаза CuZr превращается в стабильную фазу при более высокой температуре. Деформация сдвигом при низкой степени деформации приводит к перераспределению атомов внутри аморфной матрицы, что, в свою очередь, изменяет

процесс кристаллизации на последовательную кристаллизацию метастабильных фаз. Высокая степень деформации приводит к образованию стабильных фаз в результате низкотемпературной эвтектической кристаллизации. Более того, структурные изменения во время ИПДК приводят к значительному увеличению твердости сплава.

Авторы выражают благодарность гранту К2-2022-001.

КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИИ НЕСООТВЕТСТВИЯ В ДВУХСЛОЙНОМ ЦИЛИНДРЕ

Д.А. Петров¹, М.Ю. Гуткин¹⁻³

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

В последние три десятилетия активно развиваются технологии синтеза низкоразмерных гетероструктур. Интерес к таким системам связан с квантово-размерными эффектами [1], благодаря которым стало возможным получать различные функциональные свойства, существенно зависящие от морфологии структуры и от ее геометрических параметров. Низкоразмерные гетероструктуры нередко состоят из кристаллических материалов с разными параметрами решетки, из-за чего в системе возникают напряжения несоответствия. При определенном уровне напряжений может произойти их релаксация с образованием дислокаций несоответствия [2], что обычно приводит к деградации функциональных свойств. Поэтому становится актуальной задача определения критических условий, необходимых для появления дефектов.

Удобным подходом для аналитического исследования и решения подобных задач служит описание дефектов в рамках теории упругости, которое располагает широким арсеналом аналитических решений краевых задач с дислокациями. В настоящей работе этот подход использован для определения критических условий образования дислокаций несоответствия в двухслойном цилиндре, схема которого представлена на рис. 1а. Подобные двухслойные одномерные наноструктуры реально существуют и вызывают большой интерес в связи с их уникальными оптическими свойствами [3]. Однако для них

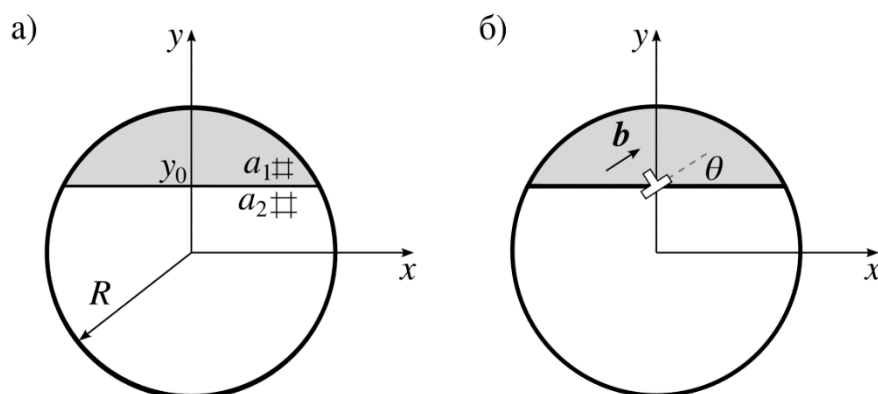


Рисунок 1. Поперечное сечение двухслойной нанопроволоки в исходном когерентном (а) и в частично релаксированном (б) состоянии с дислокацией несоответствия. Здесь a_1 и a_2 – параметры решеток слоев нанопроволоки, R – радиус нанопроволоки, $y = y_0$ – положение межфазной границы, \mathbf{b} – вектор Бюргерса дислокации несоответствия, θ – угол между вектором Бюргерса \mathbf{b} и плоскостью границы.

пока не создано физических моделей релаксации напряжений несоответствия, подобных тем, которые имеются, например, для сегментированных нанопроволок или для нанопроволок типа «ядро-оболочка» [4].

В настоящей работе предполагается, что релаксация происходит путем образования дислокации несоответствия на границе раздела фаз с одинаковыми упругими модулями. Определение необходимых критических условий основывается на требовании, чтобы энергия системы при введении дислокации уменьшалась:

$$\Delta W = W^{disl} + W_f^{int} < 0 \quad (1)$$

где W^{disl} – собственная энергия дислокации, W_f^{int} – энергия взаимодействия дислокации с полем напряжений несоответствия, $f = 2(a_2 - a_1)/(a_2 + a_1)$ – параметр несоответствия. Так как напряжения несоответствия прямо пропорциональны несоответствию, то удобно определять именно критический параметр несоответствия: $f_c = -W^{disl}/(W_f^{int}/f)$. Для вычисления энергий, входящих в (1), использовалось известное решение краевой задачи о дислокации в цилиндре (см., например, [4]). Расчет дает следующий результат:

$$f_c(s, t, \alpha, \nu) = \frac{3g(t)}{8(1+\nu)s \cos \theta} \left(\ln \alpha s + \ln(1-t^2) + t^2 \cos^2 \theta - \frac{3-4\nu}{4(1-\nu)} \right), \quad (2)$$

где $s = R/b$, $t = y_0/R$, α – параметр энергии ядра (например, для металлов принимают $\alpha = e$ – основание натурального логарифма [5]), ν – коэффициент Пуассона, $g(t)$ – числовая функция, равная единице при $t = 0$, $g(0) = 1$, и вычисляемая по формуле:

$$g(t) = \frac{2t^3}{3(1-t^4) \left(\arcsin t - t\sqrt{1-t^2} \right)} \quad (3)$$

при $0 < |t| < 1$.

На рис. 2 приведены графики зависимости f_c от положения границы t для разных значений R при $\nu = 0.3$, $\alpha = e$, $\theta = 30^\circ$. Заметим, что в диапазоне значений t от 0 до ~0.7 критическое несоответствие изменяется слабо, особенно для больших R . Это позволяет сделать следующий качественный вывод: в двухслойной нанопроволоке со сравнимыми атомными долями фаз основным геометрическим параметром, от которого зависят критические условия, становится радиус цилиндра. Однако при малых R и больших значениях θ это неверно.

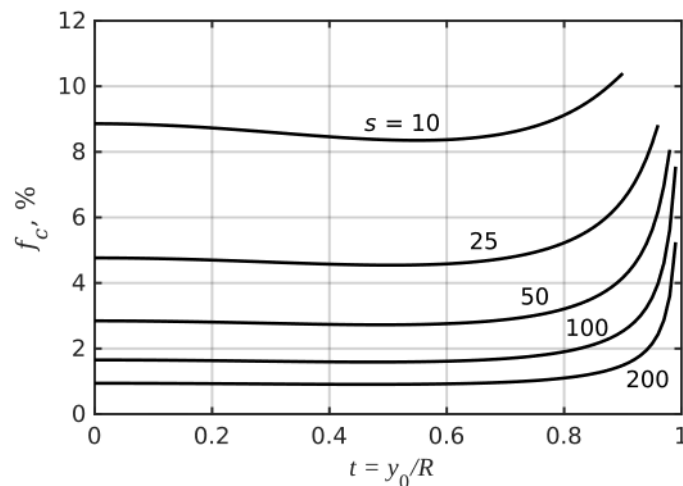


Рисунок 2. Зависимость критического несоответствия f_c от положения границы $t = y_0/R$ для разных значений приведенного радиуса $s = R/b$ при $\nu = 0.3$, $\alpha = e$, $\theta = 30^\circ$.

Список литературы

1. E. Roduner, *Nanoscopic materials: Size-dependent phenomena* (RSC Pub, Cambridge, 2006).
2. L.B. Freund, S. Suresh, *Thin Film Materials* (Cambridge University Press, Cambridge, 2004).
3. L.W. Yin, M.S. Li, Y. Bando, D. Golberg, X.L. Yuan, T. Sekiguchi, *Advanced Functional Materials*, **17**(2), pp. 270-276 (2007).
4. А.Е. Романов, А.Л. Колесникова, М.Ю. Гуткин, *Прикладная математика и механика*, **86**(4), сс. 527-550 (2022).
5. Дж. Хирт, Й. Лоте, *Теория дислокаций* (Атомиздат, Москва, 1972).

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ Zr-Nb СПЛАВА ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

А.Н. Петрова¹, И.Г. Бродова¹, В.В. Астафьев¹, Д.Ю. Распосиенко¹, А.О. Курышев¹,
А.Н. Балахнин², С.В. Уваров², О.Б. Наймарк²

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

² Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, ул. Академика Королёва, 1

E-mail: petrova@imp.uran.ru

В последнее время для улучшения механических свойств различных металлических материалов применяют методы модифицирования поверхности, в том числе, новый метод лазерной обработки импульсами короткой пико-, нано- и субнаносекундной длительности – лазерную ударную обработку (laser shock peening). Известно, что такое модифицирование поверхности может существенно улучшить механические и коррозионные свойства материала. Так как цирконий является материалом для изделий ответственного назначения, то преимущества лазерной обработки, такие как модификация структуры и морфологии поверхности, повышение твердости и усталостных свойств, могут быть удачно использованы для получения перспективных материалов его основе. В настоящее время влияние лазерной ударной обработки на модификацию поверхности циркониевых сплавов изучено недостаточно.

В работе исследовано влияние обработки лазерными наносекундными импульсами поверхности образцов из сплава Zr-1%Nb (Э110) после различных деформационно-термических обработок в мелкозернистом (МЗ) и ультрамелкокристаллическом (УМК) состоянии с размером фрагментов структуры 2.8 мкм и 250 нм соответственно.

Лазерная обработка проводилась под слоем воды (толщина слоя ~2 мм) на установке «МиниМаркер-2». Параметры облучения: длительность импульса 200 нс, энергия в импульсе 1 мДж, диаметр пятна сфокусированного на поверхности лазерного пучка ~30 мкм.

Исследована морфология модифицированной поверхности образцов. Определено упрочнение в результате лазерной обработки ударными волнами. В результате обработки на поверхности формируется микрорельеф, повторяющий траекторию сканирующего луча лазера и образованный кратерами, которые возникают в местах «микровзрыва» под действием единичного импульса. Быстрый рост температуры в этой точке вызывает плавление сплава. Сравнение модифицированных поверхностей МЗ и УМК образцов показало отсутствие влияния размера зерен на формирование микрорельефа. Установлено, что лазерно-индуцированные ударные волны, создавая остаточные сжимающие напряжения, вызывают эффект упрочнения тонкого (толщиной порядка 4-5 мкм) приповерхностного слоя, независимо от исходного размера зерна в материале. После облучения наносекундными лазерными импульсами микротвердость в приповерхностном слое повышается в МЗ образце в 1.8 раза, а в УМК – в 1.4 раза. Твердость МЗ и УМК сплавов возросла до 2200-2600 и 3200-3500 МПа соответственно.

Работа выполнена в рамках Госзадания ИФМ УрО РАН (шифр «Структура» Г.р. № 122021000033-2) с использованием научного оборудования отдела электронной микроскопии ЦКП ИФМ УрО РАН и при финансовой поддержке проекта РНФ № 21-79-30041 «Закономерности критичности в материалах с дефектами, разработка подходов по мониторингу и прогнозированию ресурса при широкодиапазонном силовом и энергетическом воздействии (приложения в авиационном моторостроении)». В рамках проекта РНФ были поставлены и сформулированы цели и задачи исследования, получены образцы сплава Э110, проведена обработка их поверхности наносекундными лазерными импульсами, проведено комплексное обсуждение всех полученных в работе результатов.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО СТАРЕНИЯ ПРИ 450 °С

**Н.А.Полехина¹, К.В. Спиридонова¹, В.В. Осипова^{1,2}, И.Ю. Литовченко¹,
В.М. Чернов³, М.В. Леонтьева-Смирнова³**

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

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

Email: nar@ispms.ru

Исследована термическая стабильность микроструктуры и механических свойств жаропрочной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (16X12МВСФБР), рассматриваемой как перспективный материал для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов инновационного реактора БРЕСТ-ОД-300, в условиях длительного (5000 ч) старения при 450 °С в сравнении с ее традиционной термической обработкой (ТТО). ТТО стали включает в себя закалку на воздух от 1100 °С (с выдержкой 1 ч) и отпуск при $T = 720$ °С (в течение 3 ч).

После ТТО сталь имеет типичную структуру реечного мартенсита, дисперсно упрочненного частицами карбидов $M_{23}C_6$ (M – Cr, Mn, Fe, W и др.) и карбонитридов MX (M – Nb, Mo, V и др., X – C, N) [1]. Размеры зерен бывшего аустенита в этом состоянии составляют от 10 до 80 мкм, средние размеры блоков мартенсита – 3,1 мкм.

Исследования методами рентгеноструктурного анализа (РСА) показали, что после обеих обработок сталь является однофазной. Частицы вторых фаз методом РСА не обнаруживаются, что свидетельствует об их достаточно низкой (< 5 %) объемной доле. Установлено, что старение стали при 450 °С (5000 ч) приводит к увеличению, по сравнению с ТТО, размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) в ≈ 1.8 раз (от 50 до 90 нм). Кроме того, в результате старения происходит значительное (более чем на порядок) снижение, относительно ТТО, величины микроискажений кристаллической решетки (от $\Delta d/d \approx 1.8 \cdot 10^{-3}$ до $0.1 \cdot 10^{-3}$).

Исследования методами просвечивающей электронной микроскопии показали, что старение оказывает существенное влияние на зеренно-субзеренную микроструктуру стали (Рис. 1). Как видно из Рис. 1, в состаренном состоянии стали происходит заметный возврат мартенситной структуры. Плотность дислокаций снижается, по сравнению с ТТО, от $\rho \sim 10^{11}$ до $\rho \sim 10^{10}$ (Рис. 1 а, в, д). Наблюдается искривление и миграция границ мартенситных ламелей, формирование развитой субзеренной субструктуры. Поперечные размеры сформированных неравноосных фрагментов составляют от ≈ 500 нм до 2 мкм (Рис. 1 а, б). Происходит интенсивное выделение $M_{23}C_6$ преимущественно по границам зерен и субзерен. Эти частицы, в свою очередь, могут оказывать стабилизирующее действие,

сдерживая миграцию как малоугловых, так и высокоугловых границ (Рис. 1 д) за счет сил Зинеровского торможения. Размеры и плотность частиц типа МХ в результате старения не меняются (Рис. 1 в, з), что свидетельствует об их высокой термической стабильности.

Результаты механических испытаний стали на растяжение (после ТТО и старения) при 20, 450 и 650 °С представлены в Табл. 1. Как видно из этой таблицы, старение приводит к снижению прочностных свойств стали в $\approx 1,2 - 1,5$ раз, по сравнению с ТТО, при всех рассматриваемых температурах. Величина относительного удлинения до разрушения при этом увеличивается, относительно ТТО, в $\approx 1,5 - 2$ раза (Табл. 1).

Таблица 1. Механические свойства на растяжение стали ЭП-823

Режим обработки	Температура испытаний, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
ТТО	20	801	957	10,1
	450	619	710	7,0
	650	357	390	9,7
ТТО + старение при 450 °С	20	570/580*	727	15,4
	450	419	581	12,2
	650	239	272	18,9

* указаны значения нижнего/верхнего предела текучести

Отметим, что на кривых «напряжение-деформация» стали в состаренном состоянии, полученных в ходе испытаний при $T = 20$ °С, обнаружено формирование зуба текучести. При $T = 450$ °С, как после ТТО, так и после старения, деформационные кривые характеризуются наличием зубчатости. Такое поведение, вероятно, обусловлено проявлением эффекта Портевена-Ле Шателье вблизи указанной температуры деформации.

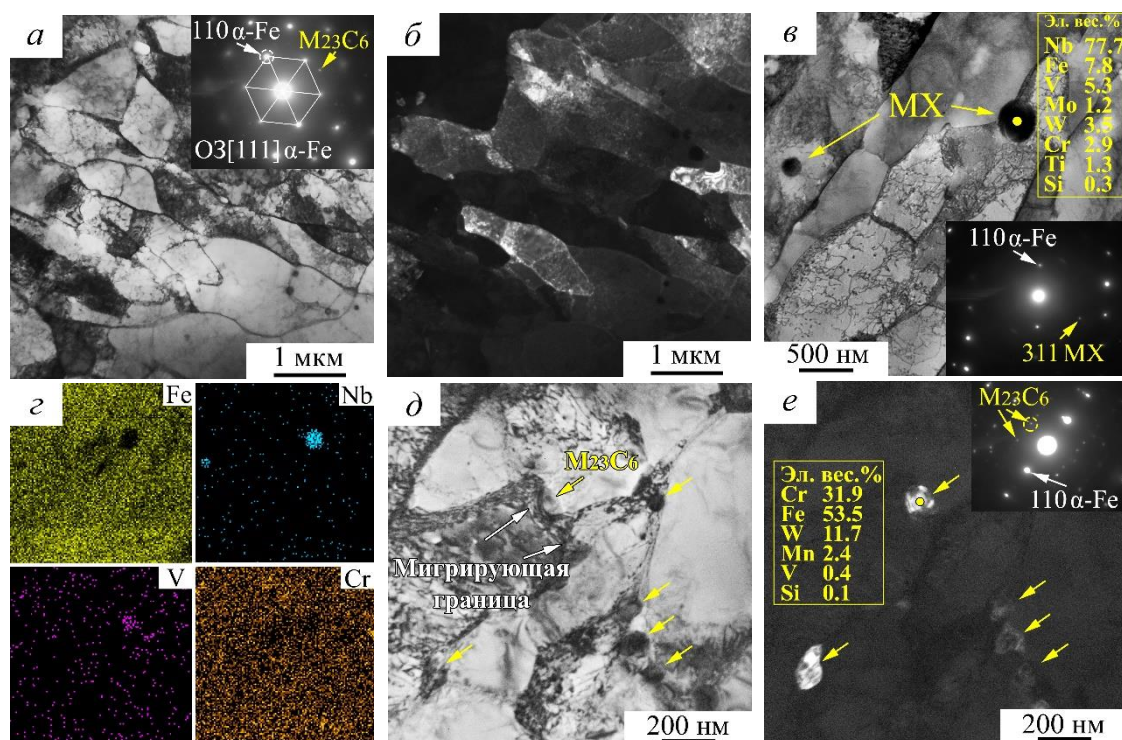


Рисунок 1. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры стали ЭП-823 после старения при 450 °С: а, б – светлопольное и темнопольное изображения отпущенной структуры стали, в – светлопольное изображение частиц МХ, з – карты локального рентгеновского микроанализа, соответствующие рисунку в; д, е – светлопольное и темнопольное изображения частиц $M_{23}C_6$.

Список литературы

1. I.Yu. Litovchenko, K.V. Almaeva, N.A. Polekhina, S.A. Akkuzin, V.V. Linnik, E.N. Moskvichev, V.M. Chernov, M.V. Leontyeva-Smirnova / Metals, 2022, Vol. 12, 79.

ДЕФОРМИРОВАННАЯ МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ 12 % Cr ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ ВЫДЕРЖКИ В ЖИДКОМ СВИНЦЕ

Н.А.Полехина¹, И.Ю. Литовченко¹, С.А. Аккузин¹, К.В. Спиридонова¹,
В.В. Осипова^{1,2}, В.М. Чернов³, М.В. Леонтьева-Смирнова³

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

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

Email: nap@ispms.ru

Изучены особенности деформированной микроструктуры и механизмы разрушения перспективной реакторной малоактивируемой 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER-EK181: Fe-12Cr-2W-V-Ta-B, малоактивируемая) после длительной (3000 ч) выдержки в жидком свинце при повышенной (600 °С) температуре.

Исходное состояние материала – после традиционной термической обработки (ТТО), включающей в себя закалку от $T = 1100$ °С (1 ч) в воду и отпуск при $T = 720$ °С (3 ч). Образцы после ТТО были выдержаны 3000 ч при 600 °С в кислородосодержащем жидком свинце (диапазон концентраций растворенного кислорода составлял $(1-4) \times 10^{-6}$ масс. %) [1] с последующим растяжением на воздухе при температурах 20, 680, 700 и 720 °С в сравнении с таковыми без выдержки в свинце.

Структурные исследования образцов после выдержки в свинце и контрольных образцов после ТТО проводили на тонких фольгах с использованием просвечивающего электронного микроскопа Philips CM12. Фольги из объёма (на расстоянии от корродированной поверхности в несколько сотен мкм) образцов готовили электролитической полировкой в растворе хромового ангидрида (CrO_3) в ортофосфорной кислоте (H_3PO_4). Тонкие фольги для исследования деформированной микроструктуры вблизи поверхности разрушения образцов после испытаний на растяжение при разных температурах вырезали с использованием фокусированной ионно-лучевой системы Hitachi FB-2100. Особенности разрушения образцов после испытаний на растяжение исследовали методом растровой электронной микроскопии на микроскопе Quanta 200-3D.

Установлено, что микроструктура стали ЭК-181 сохраняет свою стабильность в процессе длительной выдержки в жидком свинце – качественных изменений в ней после такого воздействия не обнаружено (Рис. 1 а). Количественные различия заключаются в повышении плотности и некотором увеличении размеров грубодисперсных частиц M_{23}C_6 и наноразмерных частиц МХ относительно ТТО. При этом, наблюдаемые изменения обусловлены термическим воздействием, а не влияем жидкого свинца.

Сравнительные электронно-микроскопические исследования особенностей деформированной микроструктуры стали ЭК-181 в шейке образцов, разрушенных растяжением при температурах 20, 680, 700 и 720 °С, показали (Рис. 1 б-е), что как после длительной высокотемпературной выдержки в свинцовом расплаве, так и в исходном

состоянии увеличение температуры деформации от 20 до 720 °С приводит к аналогичным изменениям в деформированной микроструктуре стали.

С повышением температуры растяжения происходит интенсификация процессов отпуска мартенсита – искривление и фрагментация мартенситных пластин и реек с формированием практически равноосных зерен феррита (Рис. 1), увеличение плотности

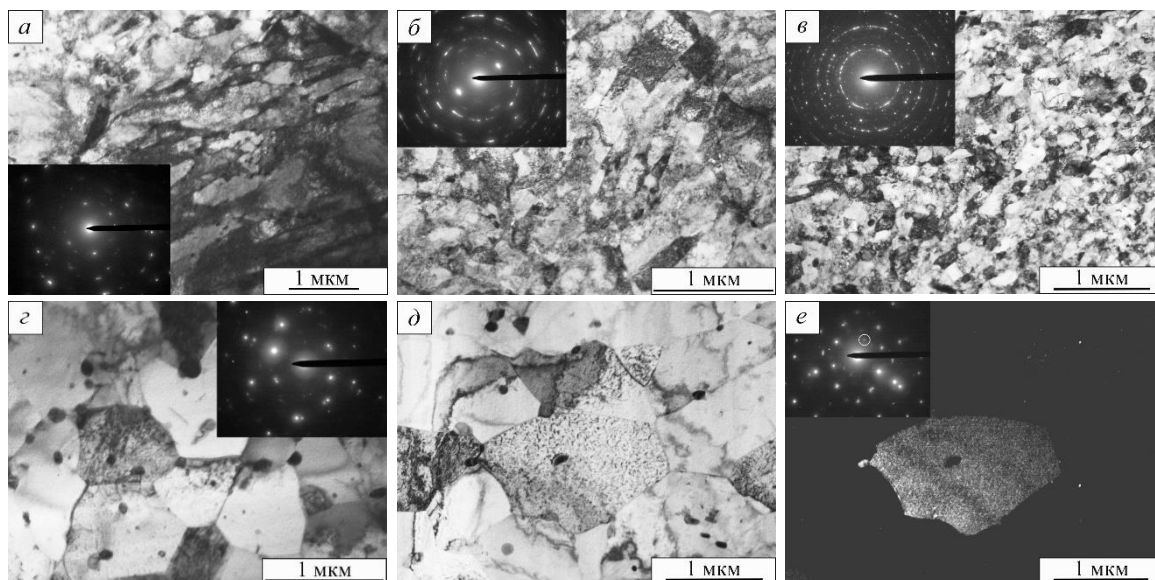


Рисунок 1. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры стали ЭК-181 после «ТТО + выдержка в свинце» в объеме образца (а) и в области шейки образцов, разрушенных при 20 °С (б), 680 °С (в), 700 °С (г) и 720 °С (д, е).

и размеров частиц карбидных и карбонитридных фаз ($M_{23}C_6$ и MX), существенное снижение плотности дислокаций, динамическая полигонизация и динамическая рекристаллизация при $T \geq 700$ °С (Рис. 1 г-е). Основное различие между состояниями без выдержки и с выдержкой в жидком свинце заключается в более интенсивном укрупнении ферритной структуры во втором случае, которое отчетливо проявляется при температурах растяжения 700 и 720 °С.

Фрактографическое исследование изломов растянутых образцов выявило, что сформированная оксидная окалина на поверхности образцов стали ЭК-181 после 3000 часовой выдержки в контакте с жидким свинцом [1], а также изменения в карбидной подсистеме стали не оказывают заметного влияния на характер ее разрушения как при 20 °С, так и при повышенных (680-720 °С) температурах – в окрестности интервала предполагаемых рабочих температур. Разрушение стали происходит преимущественно по механизму вязкого транскристаллитного ямочного разрушения (Рис. 2).

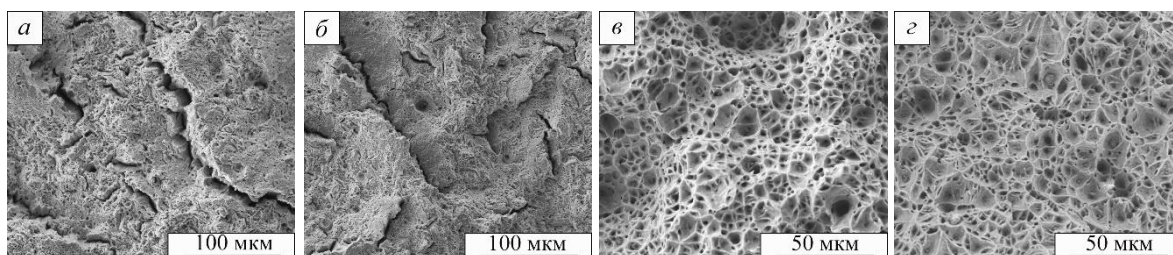


Рисунок 2. Фрактограммы образцов стали ЭК-181 после ТТО (а, в) и «ТТО + выдержка в жидком свинце» (б, г), после растяжения при 20 °С (а, б) и 720 °С (в, г)

Список литературы

1. N.A. Polekhina, I.Yu. Litovchenko, K.V. Almaeva, Yu.P. Pinzhin, S.A. Akkuzin, A.N. Tyumentsev, V.M. Chernov, M.V. Leontyeva-Smirnova / J. Nucl. Mater, 2021, V. 545, 152754.

ВЛИЯНИЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛОСЫ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ВД1

**В.А. Андреев¹, Н.В. Лайшева¹, С.О. Рогачев^{1,2}, Д.В. Тен², А.А. Шамхалова²,
А.Е. Шелест¹, В.С. Юсупов¹**

¹ИМЕТ РАН, Москва

²НИТУ МИСИС, Москва

Email: rogachev.so@misis.ru

Процесс правки листа на роликоправильных машинах широко применяется в промышленности [1]. При такой обработке заготовка претерпевает знакопеременную упругопластическую деформацию изгибом, которая влияет на механические свойства заготовки, но практически не изменяет ее геометрию [2]. В данной работе исследовано влияние температуры предварительного отжига и числа проходов последующего знакопеременного изгиба на прецизионной роликоправильной машине ARKU 25/21 на механические свойства алюминиевого сплава. В качестве объекта исследования взята полоса из алюминиевого сплава ВД1 шириной 20,0 мм и номинальной толщиной 3 мм, которую перед обработкой изгибом подвергали отжигу при двух температурах – 300 и 420 °С, с выдержкой 1 ч и медленным охлаждением в печи. Для образцов, предварительно отожженных при 300 °С, делали 1 проход в машине (19 актов изгиба), а для образцов, предварительно отожженных при 420 °С, – 1; 2 и 3 прохода. Механические свойства определяли на полнотолщинных разрывных образцах.

Знакопеременный изгиб не привел к изменению геометрии полосы: средняя толщина полосы в состоянии поставки и после 1 прохода изгиба составила $2,82 \pm 0,04$ мм и $2,81 \pm 0,01$ мм соответственно. Образцы, предварительно отожженные при 300 °С, обладают наибольшей прочностью и наименьшей пластичностью: условный предел текучести составил 301,6 МПа, временное сопротивление – 387,5 МПа, удлинение – 8%. Однократный проход знакопеременного изгиба заметно не повлиял на механические свойства: условный предел текучести составил 314,9 МПа, временное сопротивление – 396,2 МПа, удлинение – 8,4%. Повышение температуры отжига привело к снижению прочности и увеличению пластичности сплава: условный предел текучести составил 99,9 МПа, временное сопротивление – 226,7 МПа, удлинение – 19,4 %. После одного прохода знакопеременного изгиба условный предел текучести увеличился до 123,8 МПа (на 24,7%). С увеличением числа проходов до двух условный предел текучести повысился до 132,6 МПа (на 34,8 % относительно отожженного состояния) и с дальнейшим увеличением числа проходом до трех не изменился. Знакопеременный изгиб заметно не повлиял на предел прочности и удлинение образцов независимо от числа проходов. Относительно невысокое упрочнение образцов при деформации изгибом может быть связано со склонностью алюминия, обладающего повышенной энергией дефекта упаковки, к динамическому возврату.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00320-24-00.

Список литературы

1. B. Ratna Sunil Repetitive corrugation and straightening of sheet metals, *Materials and Manufacturing Processes* **30**, pp. 1262-1271 (2015).
2. С.О. Рогачев, В.А. Андреев, М.М. Перкас, В.С. Юсупов, А.Е. Шелест, В.М. Хаткевич, М.Г. Исаенкова, Я.А. Бабиц, *Металловедение и термическая обработка металлов* **11**, сс. 38-43 (2021).

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al–Ca–(Fe, La)

**В.А. Андреев¹, А.В. Дорошенко², Р.Д. Карелин^{1,2}, В.С. Комаров^{1,2}, Н.В. Лайшева¹,
Е.А. Наумова², С.О. Рогачев^{1,2}, Н.Ю. Табачкова²**

¹ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия

²НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия

Email: rogachev.so@misis.ru

Изучено влияния равноканального углового прессования (РКУП) на структуру и механические свойства двух эвтектических алюминиевых сплавов Al–6 % Ca–1 % Fe и Al–5 % Ca–3 % La в исходно литом состоянии. РКУП образцов диаметром 20 мм и длиной 100 мм осуществляли при температуре 200 °С за 4 прохода, маршруте прессования В_с и угле между каналами 110°.

Для характеристики образцов использовали растровую электронную микроскопию (микроскоп TESCAN VEGA), просвечивающую электронную микроскопию (микроскоп JEM-2100) и испытание на растяжение (машина INSTRON-5966, скорость растяжения 0.002 с⁻¹).

Структура обоих сплавов в литом состоянии представляла собой эвтектику с некоторой долей дендритов алюминия. Установлено, что в результате РКУП сплава Al–6 % Ca–1 % Fe внутри дендритов формируется дислокационная субструктура, образуются малоугловые границы и формируются новые зерна размером около 1 мкм, а в области бывшей эвтектики повышается плотность дислокаций. При этом эвтектические частицы измельчаются и трансформируются в сегрегации кальция. В сплаве Al–5 % Ca–3 % La после РКУП в дендритах формируются равноосные зерна размером около 3 мкм, структура эвтектики сохраняется, но происходит фрагментация эвтектических частиц, а плотность дислокаций повышается мало.

В результате структурных изменений в ходе РКУП предел текучести сплавов Al–6 % Ca–1 % Fe и Al–5 % Ca–3 % La увеличился в 2.8 раз и 1.5 раза соответственно, в то время как предел прочности сплава Al–6 % Ca–1 % Fe увеличился в 1.6 раз, а сплава Al–5 % Ca–3 % La не изменился. У сплава Al–6 % Ca–1 % Fe, как в литом состоянии, так и после РКУП, относительное удлинение низкое, 4 и 2 % соответственно. Напротив, сплав Al–5 % Ca–3 % La, как в литом состоянии, так и после РКУП, характеризуется высоким значением относительным удлинением, 20 и 9 % соответственно.

Таким образом, лантан даже в небольших количествах принципиально влияет на микроструктуру и механические свойства Al–Ca сплавов, повышая их деформируемость. А эвтектический сплав Al–6 % Ca–1 % Fe можно заметно упрочнять методами больших пластических деформаций. Оба сплава перспективны для использования в качестве высокотехнологичных материалов для изготовления изделий с различными заранее заданными свойствами.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 20-19-00746-Р).

НАПРЯЖЕНИЯ $\sigma_{0.1}$ ГЦК-ФАЗЫ И ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ГЦК-ГПУ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{37}\text{Ni}_3$

А.А. Сараева, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

Email: Anastasia16-05@yandex.ru

На $[\bar{1}11]$ - и $[\bar{1}44]$ -монокристаллах высокоэнтропийного сплава (ВЭС) $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{37}\text{Ni}_3$ (ат. %) с ГЦК-ГПУ мартенситным превращением (МП) исследованы температурная зависимость предела текучести $\sigma_{0.1}(T)$, эффект памяти формы (ЭПФ) и стабильность ЭПФ при циклических испытаниях при деформации растяжением. Показано, что МП с температурами начала прямого ГЦК-ГПУ превращения $M_s=295\text{K}$ при охлаждении и конца обратного ГПУ-ГЦК превращения $A_f=484\text{K}$ при нагреве имеет широкий термический гистерезис $\Delta T_h=A_f-M_s=189\text{K}$.

Установлено, что температурная зависимость $\sigma_{0.1}(T)$ в монокристаллах ВЭС имеет вид, типичный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой. Минимальные напряжения $\sigma_{0.1}=120\pm 5\text{МПа}$ наблюдаются при температуре M_s и не зависят от ориентации кристаллов. Максимальные напряжения $\sigma_{0.1}$ обнаружены при температуре M_d , при которой напряжения начала образования мартенсита под нагрузкой равны напряжениям начала пластической деформации исходной ГЦК-фазы. Напряжения при температуре M_d зависят от ориентации и максимальные значения $\sigma_{0.1}(M_d)=275\pm 5\text{МПа}$ обнаружены в $[\bar{1}11]$ -кристаллах, а в $[\bar{1}44]$ -кристаллах $\sigma_{0.1}(M_d)=190\pm 5\text{МПа}$.

Экспериментально показано, что МП является обратимым и проявляет ЭПФ. Установлено, что ЭПФ зависит от ориентации и от условий деформации в циклах «охлаждение-нагрев» при внешнем растягивающем напряжении $\sigma_{\text{внеш}}$ (изобарическая деформация) и в циклах «нагрузка-разгрузка» при постоянной температуре (изотермическая деформация). При изобарической деформации при $\sigma_{\text{внеш}}=160\text{МПа}$ без тренировки максимальный ЭПФ 12% обнаружен в $[\bar{1}44]$ -ориентации, а в $[\bar{1}11]$ -ориентации ЭПФ равен 2.9%. При изотермической деформации при $M_s=295\text{K}$ без тренировки максимальный ЭПФ 12.6% также обнаружен в ориентации $[\bar{1}44]$, а в ориентации $[\bar{1}11]$ ЭПФ равен 7.1%.

Исследована стабильность ЭПФ при циклических испытаниях при изотермической деформации при постоянной температуре $M_s=295\text{K}$ и числе циклов $n=15$ и при изобарической деформации при постоянном $\sigma_{\text{внеш}}=\text{const}$ и $n=10$. Установлено, что циклической стабильностью ЭПФ обладают кристаллы $[\bar{1}11]$. В циклах «охлаждение-нагрев» при $\sigma_{\text{внеш}}=140\text{МПа}$ не происходит изменение температуры $M_s=341\pm 5\text{K}$, термического гистерезиса $\Delta T_h=210\pm 5\text{K}$ и деформации $\varepsilon=2.6\pm 0.2\%$. При изотермической деформации с заданной деформацией $\varepsilon=5\%$ в циклах «нагрузка-разгрузка» показано, что с 1 по 4 цикл наблюдается рост обратимой деформации $\varepsilon_{\text{обр}}$ с 2.5 ± 0.2 до $4\pm 0.2\%$, а с 5 по 15 цикл ЭПФ становится стабильным с $\varepsilon_{\text{обр}}=4\pm 0.2\%$. В $[\bar{1}44]$ -ориентации стабильности ЭПФ не обнаружено как при изобарической, так и при изотермической деформациях. Физическая причина циклической стабильности ЭПФ в $[\bar{1}11]$ -ориентации определяется более высоким уровнем напряжений $\sigma_{0.1}(M_d)=275\pm 5\text{МПа}$ высокотемпературной фазы при температуре M_d , по сравнению с ориентацией $[\bar{1}44]$, где $\sigma_{0.1}(M_d)=190\pm 5\text{МПа}$.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00016.

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

А.Э. Свирид

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

Email: svirid@imp.uan.ru

Используя просвечивающую и растровую электронную микроскопию, оптическую металлографию и рентгеноструктурный анализ, изучены особенности мартенситных превращений в сплавах на основе меди. Было проведено комплексное исследование микроструктуры и фазового состава медных сплавов с эффектом памяти формы, подвергнутых многоступенчатой высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) ковкой и прокаткой, кручению под высоким давлением (КВД), одноосному сжатию при различных температурах. Были получены и проведены механические испытания на одноосное растяжение деформированных сплавов с ультрамелкозернистой, субмикроструктурной и мелкозернистой структурой. Данные исследования дают представления о формировании зернистой микроструктуры, протекании термоупругих мартенситных превращений, что в свою очередь обеспечивает рациональный подход к разработке сплавов с повышенными прочностными и пластическими характеристиками для их функционального применения.

Иницируемые термоупругим мартенситным превращением (ТМП) одно- или многократно циклически обратимые эффекты памяти формы (ЭПФ), гигантские сверхупругость и демпфирование выделяют сплавы в особый отдельный класс новых практически важных конструкционных полифункциональных материалов. Сплавам с ЭПФ присущ целый ряд необычных и исключительно важных физических явлений, регулируемых внешними температурными, силовыми, магнитными и электрическими воздействиями. Недавно было обнаружено, что их отличают также гигантские калорические эффекты, включающие магнитокалорические, электрокалорические, барокалорические, эластокалорические, востребованные в эффективных экологических термо- холодильных технологиях. Вместе с тем, существенным недостатком многих поликристаллических smart-материалов (за исключением бинарных сплавов никелида титана) являются их низкая пластичность и хрупкость, которые подчас не позволяют реализовать данные уникальные эффекты не только в циклическом многократном применении, но даже в однократном цикле. Поэтому все более важными становятся задачи разработки методов первичного синтеза, выбора нового оптимального легирования и термомеханической обработки различных поликристаллических smart-материалов с целью их пластификации для разнообразного последующего индустриального применения.

Перспективными являются медные ($\alpha+\beta$) и β -сплавы с ТМП и ЭПФ систем Cu-Zn, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni и других, которые отличаются гораздо меньшей стоимостью, лучшими тепло- и электропроводностью, технологической обрабатываемостью по сравнению с теми же сплавами никелида титана. Известно, что медные β -сплавы в предмартенситном состоянии испытывают сильное размягчение модуля упругости C' и рост упругой анизотропии A . В монокристаллическом состоянии сплавы демонстрируют превосходные характеристики ЭПФ. Однако данные поликристаллические сплавы в крупнозернистом состоянии имеют чрезвычайно низкие пластичность, трещиностойкость, усталостную долговечность. Это не позволяет реализовать ЭПФ, присущие их монокристаллам. Одной из ключевых причин, препятствующих практическому использованию данных сплавов с ЭПФ, является их интеркристаллитная хрупкость. Показано, что используя различные схемы деформации и легирующие добавки, можно достичь оптимальных размеров зернистой структуры, при которой эвтектоидные исходно хрупкие сплавы обладают

комплексом повышенных свойств, а также обеспечить необходимый интервал температур ТМП.

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

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СПЛАВЕ АЛЮМИНИЯ Al-Cu-Zr С НАНОПРЕЦИПИТАТАМИ В ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН

Н.В. Скиба¹, Т.С. Орлова¹, М.Ю. Гуткин^{2,3,4}

¹Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе Российской академии наук

²Институт проблем машиноведения Российской академии наук

³Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

⁴Университет ИТМО

E-mail: nikolay.skiba@gmail.com

Алюминий и его сплавы обладают высокой электропроводностью, коррозионной стойкостью и низкой плотностью, что позволяет широко использовать их в качестве конструкционных и проводящих материалов в транспортной, авиастроительной, машиностроительной и других отраслях. Основным недостатком крупнозернистых алюминиевых сплавов является их относительно невысокая прочность, что накладывает ряд ограничений на их практическое использование. Недавно был разработан новый метод деформационно-термической обработки ультрамелкозернистых (УМЗ) алюминиевых сплавов, структурированных интенсивной пластической деформацией кручения (ИПДК), который позволил достичь желаемого сочетания высокой прочности и пластичности в сплаве Al-Cu-Zr за счет кратковременного низкотемпературного отжига и последующей небольшой дополнительной деформации [1]. Исследование эффекта влияния температуры деформации на пластические характеристики после низкотемпературного отжига весьма важно с точки зрения фундаментальной физики механического поведения УМЗ металлов и сплавов. Авторы экспериментальной работы [2] исследовали влияние температуры деформации в диапазоне 77–293 К на механические свойства УМЗ сплава Al-Cu-Zr и показали, что предел текучести УМЗ сплава Al-Cu-Zr увеличивается с понижением температуры деформации. На данный момент исследования влияния температуры и скорости деформации на механические свойства материалов представлены в экспериментальных работах [1,3] и компьютерном моделировании [4] при практическом отсутствии аналитических теоретических моделей. Для восполнения этого пробела, на основе экспериментальных данных [1,2] была разработана теоретическая модель [5], описывающая зависимость предела текучести от температуры и скорости деформации УМЗ сплава Al-Cu-Zr, обработанного ИПДК, после отжига (ОТ) и после ОТ и последующей дополнительной ИПДК.

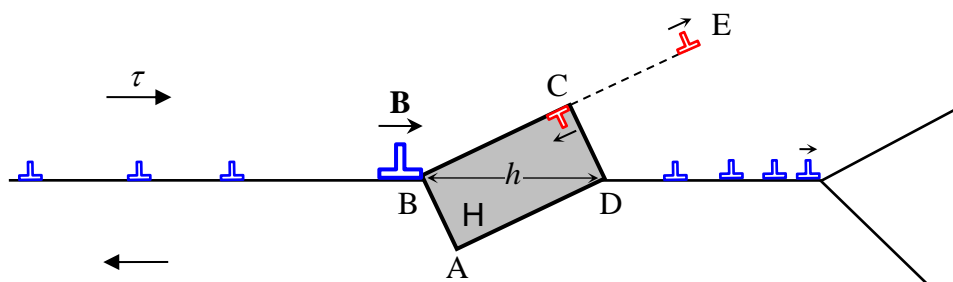


Рисунок 1. Модель испускания РД Е из НП ABCD в ГЗ со скоплениями ВЗГД около НП и тройного стыка ГЗ в УМЗ сплаве алюминия Al-Cu-Zr.

В рамках модели [5], рассматривается отдельная граница зерна (ГЗ) с одиночным нанопреципитатом (НП) Al_2Cu , который моделируется дилатационным включением с поперечным сечением прямоугольной формы ABCD (Рис. 1). В модели [5] НП выступают препятствиями для скольжения внесенных зернограницных дислокаций (ВЗГД) по ГЗ, что приводит к формированию скопления ВЗГД около НП. Однако при низких температурах скольжение дислокаций внутри ГЗ происходит медленно, и не все ВЗГД успевают приблизиться к НП во время механических испытаний. В результате только часть ВЗГД образует скопление около НП, а остальные ВЗГД остаются распределенными вдоль ГЗ вдали от НП (Рис. 1). В рамках модели [5], пластическая деформация осуществляется за счет испускания решеточной дислокации (РД) E из вершины C НП в соседнее зерно (моделируемое образованием дислокационного диполя CE) за счет действия совместного поля сдвиговых напряжений от внешнего напряжения τ , НП и скопления ВЗГД (моделируемого B -супердислокацией) около НП (Рис. 1).

На основе этой модели [5], был проведен расчет энергетических характеристик испускания РД из НП и рассчитаны зависимости предела текучести от числа ВЗГД в скоплении перед НП, и зависимости числа ВЗГД около НП от температуры деформации. С помощью этих расчетов были получены зависимости предела текучести σ_y от температуры деформации T_{def} для двух состояний УМЗ сплава $Al-Cu-Zr$: после ИПДК+ОТ (Рис. 2а) и после ИПДК+ОТ+0.25ИПДК (Рис. 2б).

Из зависимостей на Рис. 2 видно, что снижение температуры деформации приводит к увеличению предела текучести УМЗ сплава $Al-Cu-Zr$ в случае обоих состояний деформационно-термической обработки. Эти теоретические результаты [5] хорошо соответствуют экспериментальным данным из работы [2]. Предполагается, что количество ВЗГД в скоплениях около НП уменьшается с уменьшением температуры деформации, что приводит к увеличению вклада внешнего сдвигового напряжения τ в критическое напряжение испускания РД из НП, вызывая увеличение предела текучести сплава $Al-Cu-Zr$.

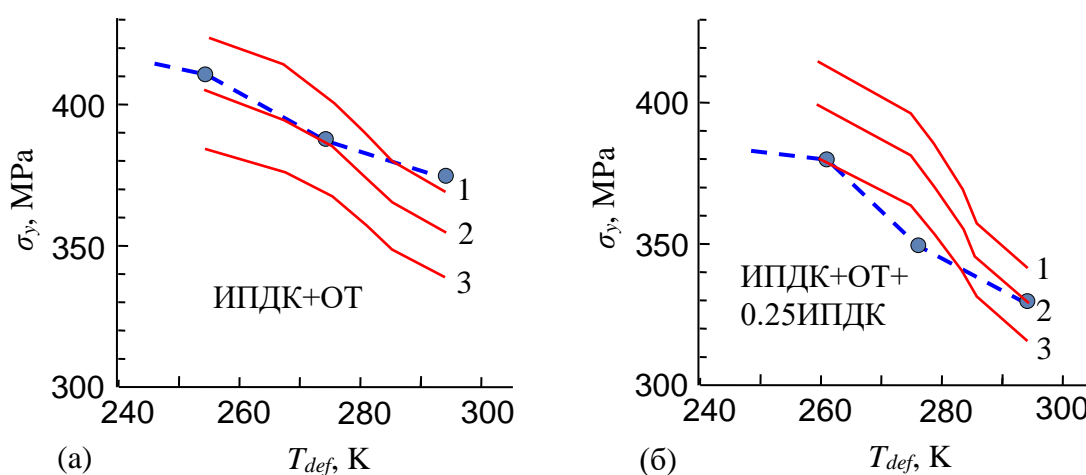


Рисунок 2. Теоретические [5] (сплошные кривые) и экспериментальные [2] (штриховые кривые) зависимости предела текучести σ_y от температуры деформации T_{def} при разных значениях размера НП $h = 60$ нм (кривая 1), 70 нм (2) и 80 нм (3) для (а) ИПДК+ОТ и (б) ИПДК+ОТ+0,25ИПДК состояний УМЗ сплава $Al-Cu-Zr$.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 22-19-00292.

Список литературы

1. T.S. Orlova, D.I. Sadykov, D.V. Danilov, N.A. Enikeev, M.Yu. Murashkin, *Mater. Lett.* **330**, pp. 130490 (2021).
2. T.S. Orlova, D.I. Sadykov, D.V. Danilov, M.Yu. Murashkin, *J. Alloy. Compd.* **931**, pp. 167540 (2023).

3. X.R. Zhang, G.X. Sun, W. Zai, Y. Jiang, Z.H. Jiang, S. Han, G.L. Bi, D.Q. Fang, J.S. Lian, *Mater. Sci. Eng. A* **799**, pp. 140141 (2021).
4. K. Davoudi, *Scr. Mater.* **131**, pp. 63-66 (2017).
5. M.Yu. Gutkin, T.S. Orlova, N.V. Skiba, *Metals* **33**, pp. 1993 (2023).

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА V–W–Cr–Zr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

И.В. Смирнов, В.И. Толстихин

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Email: smirnov_iv@bk.ru

Проведено изучение особенностей трансформации микроструктуры и изменения микротвердости сплава V–Cr–W–Zr в условиях деформации кручением под высоким давлением при $e \approx 1.1–6.9$. Исследования микроструктуры выполнены методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии (метод дифракции обратно рассеянных электронов).

Выявлены основные этапы изменения микроструктуры и микротвердости (рис. 1). Установлено, что при $e < 1.3$ наблюдается неоднородная микроструктура, обусловленная реализацией не только дислокационных мод пластической деформации, но и дислокационно-дисклинационного механизма, приводящего к формированию в локальных областях субмикроструктурного состояния. При повышении степени деформации вклад дислокационно-дисклинационного механизма постепенно увеличивается и при $e \approx 3$ субмикроструктурная структура появляется во всем объеме материала, что сопровождается ростом микротвердости (HV) в ≈ 2.6 раза (от 1.7 до 4.1 ГПа). При $e \approx 3.3$ HV достигает ≈ 4.4 ГПа и дальнейшее повышение e не приводит к ее изменению. При этом материал характеризуется высокодефектным двухуровневым структурным состоянием, аккомодация деформации в котором реализуется за счет квазивязких (механизмы переориентации потоками неравновесных точечных дефектов) и дисклинационных мод деформации. Следовательно, в материале достигается высокопрочное состояние, в котором дислокационные моды подавлены и пластическая деформация осуществляется механизмами отличными от дислокационных. Создание такой структуры увеличивает удельную площадь границ зерен и субзерен и, соответственно, оказывает влияние на диффузионные свойства материала, которые необходимо учитывать при разработке новых режимов химико-термической обработки.

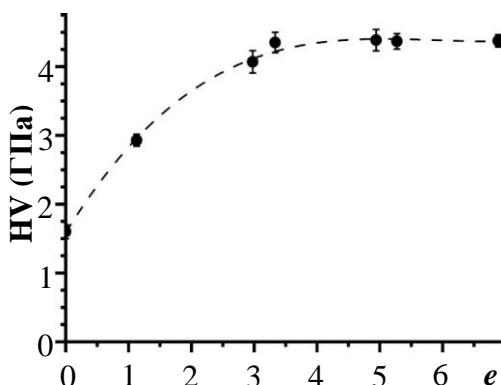


Рисунок 1. Зависимость микротвердости сплава V-Cr-W-Zr от степени деформации

Авторы выражают благодарность: д.ф.-м.н., профессору Чернову В.М. и Потапенко М.М. (ОАО «ВНИИНМ им. Бочвара», Москва) за предоставленный сплав; д.ф.-м.н., доценту Дитенбергу И.А. за обсуждение полученных результатов. Исследование проведено с

использованием оборудования центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН «НАНОТЕХ». Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-01096, <https://rscf.ru/project/23-79-01096/>

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМА ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ КАК РЕЗУЛЬТАТА САМООРГАНИЗОВАННОГО ПОВЕДЕНИЯ АНСАМБЛЕЙ МЕЗОДЕФЕКТОВ

**М.А. Соковиков¹, М.Ю. Симонов², В.В. Чудинов¹, В.А. Оборин¹,
С.В. Уваров¹, О.Б. Наймарк¹**

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

²Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

Email: sokovikov@icmm.ru

В данном исследовании изучается один из механизмов локализации пластической деформации обусловленный структурными переходами в ансамблях дефектов мезоуровня при различных видах нагружения [1].

Проводилось исследование механизма локализации пластического сдвига при динамическом нагружении на установке Гопкинсона – Кольского образцов обеспечивающих реализацию плоского деформированного состояния [2], образцов, в которых реализуется динамическое кручение, а также скошенных цилиндрических образцов [3] из сплава АМгб и при пробивании.

Температурные поля в реализованных процессах высокоскоростного деформирования исследовались «in-situ» с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M [4-12]. Измеренная температура в зоне локализации не подтверждает традиционные представления о механизме локализации деформации, обусловленном термопластической неустойчивостью для исследованных материалов и реализованных режимах нагружения.

Данные экспериментальных исследований, изучение структуры деформированных образцов, а также данные численного моделирования [4-12], проведенного с учетом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации для исследованных материалов и реализованных условий нагружения обусловлен скачкообразными процессами в дефектной структуре материалов.

Исследование выполнено при частичной поддержке гранта Российского научного фонда (проект №21-79-30041), <https://rscf.ru/en/project/21-79-30041/>.

Список литературы

1. Наймарк О.Б., Физическая мезомеханика 2003, Т. 6, № 4, с. 45-72.
2. Bagus Budiwantoro, Muhammad A. Kariem, Burhan Febrinawarta, International Journal of Impact Engineering 2022, V.149, p. 1- 16.
3. Gianfranco D’Anna and Franco Nori ,Physical Review Letters 2000, V. 85, № 19, p. 4096 – 4099.
4. Соковиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Терехина А.И., Наймарк О.Б., Письма в Журнал технической физики 2014, Т.40, В. 23, с. 82 - 88.
5. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Деформация и разрушение материалов 2017, № 5, с. 43-47.
6. Соковиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б., Вычислительная механика сплошных сред 2019, Т. 12, № 3, с.301-312.
7. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Баяндин Ю.В., Чудинов В.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б., Вестник ПНИПУ. Механика 2019, № 5, с.5-14.

8. Сокоиков М.А., Симонов М.Ю., Билалов Д.А., Ю.Н. Симонов Ю.Н., Наймарк О.Б., Физическая мезомеханика, 2020, Т. 23, № 2, с.45–57.
9. Сокоиков М.А., Симонов М.Ю., Оборин В.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б., Вычислительная механика сплошных сред 2021, Т. 14, № 3, с. 300-311.
10. Сокоиков М.А., Оборин В.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б., Вестник ПНИПУ. Механика 2021, №3, с.154-162.
11. Sokovikov M., Uvarov S., Simonov M., Oborin V., Chudinov V., Naimark O., Procedia Structural Integrity 2023, V.47, p. 693–697.
12. Сокоиков М.А., Симонов М.Ю., Чудинов В.В., Уваров С.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б., Вестник ПНИПУ. Механика 2023, № 4, с. 110–120.

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ФРАГМЕНТАЦИИ И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СУБСТРУКТУР ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ АТОМНО-УПОРЯДОЧЕННЫХ ПО ТИПУ $L1_2$

**Ю.В. Соловьёва¹, В.А. Старенченко¹, В.П. Пилюгин², О.Д. Пантюхова¹,
О.А. Куц¹, М.В. Геттингер¹**

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет

²Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН

Email: j_sol@mail.ru

Работа посвящена экспериментальному и теоретическому исследованию механизмов формирования зёрнистых структур под воздействием пластических деформаций из исходных монокристаллов сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

Проведен комплекс исследований, включающий в себя как изучение эволюции субструктуры деформированных монокристаллов методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновского синхротронного излучения на просвет [1–3], так и теоретический анализ субструктурной фрагментации методами математического моделирования в терминах дислокационной кинетики [4].

Были проанализированы особенности формирования субструктур монокристаллов Ni_3Ge , Ni_3Al и Ni_3Fe в условиях интенсивной пластической деформации в наковальнях Бриджмена при комнатной температуре. Приведены панорамные электронно-микроскопические картины микроструктур деформированных монокристаллов. Проведен сравнительный анализ субструктурных превращений, происходящих под влиянием мегапластических деформаций, в зависимости от величины энергии антифазной границы упорядоченного сплава.

Методами математического моделирования в терминах дислокационной кинетики исследованы процессы деформационного формирования фрагментированной субструктуры из исходного монокристалла сплава со сверхструктурой $L1_2$. В модели учтено, что в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ движение дислокаций (сверхдислокаций) ограничено плоскостью скольжения в такой степени, что дрейф дислокаций из плоскости скольжения приводит к их самоблокировке [4]. Перемещение дислокаций в третьем измерении превращается из механизма разупрочнения материала (механизма аннигиляции дислокаций) в механизм упрочнения.

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

Список литературы

1. Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В., Анчаров А.И., Старенченко В.А. Изв. Вузов. Физика. Т.61. № 11. 2018. с. 35–41.

2. Куц О.А., Старенченко С.В., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А., Пилогин В.П., Анчаров А.И. Автометрия. 2019. Т. 55. № 2. С. 36-41.
3. Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А., Анчаров А.И. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2020. № 2. с. 43–48.
4. Ю.В. Соловьёва, О.Д. Пантюхова, В.А. Старенченко Изв. Вузов.Физика. 2022. Т. 65. № 8. с. 106–114.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЗАМЕНЫ МОЛИБДЕНА НА ВАНАДИЙ В АМОРФНЫХ КВАЗИ-ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-В НА СТРУКТУРУ И ТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

И.В. Строчко^{1,2}, Е.В. Убыйвовк¹, М.С. Пархоменко^{1,2}, А.И. Базлов^{1,2}

¹ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

² Университет МИСИС

E-mail: istrochko@icloud.com

Стремительное развитие электронных устройств привело к высокому спросу микроэлектромеханических систем (МЭМС). МЭМС состоят из механического устройства и электронных компонентов, объединенных в одном корпусе. Для достижения малых размеров данных систем требуются материалы с высокой удельной прочностью и гомогенной структурой. Исходя из данных требований, использование кристаллических сплавов в МЭМС исключено, структурная неоднородность, сохраняющаяся на микроуровне, оказывает негативное воздействие на механическую составляющую изделия снижая его свойства. Одним из доступных решений данной проблемы – металлические стекла. Данный класс материалов отличается тем, то не имеет кристаллической решетки, следовательно не имеет и ее дефектов. Аморфные металлы известны тем, что обладают высокими механическими свойствами, а благодаря гомогенной структуре, обладают изотропными свойствами на микро- и субмикроуровнях. Высокоэнтропийный состав металлических стекол повышает их механические свойства и термическую стабильность, что открывает большой потенциал для промышленного использования.

Целью данной работы является исследование влияния замены молибдена на ванадий в быстрозакаленных квазивысокоэнтропийных сплавах системы Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-В на структуру, термические свойства. Применение многокомпонентного легирования аморфных сплавов позволит увеличить их стеклообразующую способность, улучшить термическую стабильность.

Сплавы системы Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-В были получены путем плавки в аргонодуговой печи с медным водоохлаждаемым тиглем. Методом закалки расплава на вращающийся медный диск были получены ленты толщиной 25-30 мкм. Структура сплавов в литом состоянии была исследована методами рентгеновской дифракции, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопией. Характеристические температуры сплавов определяли методом дифференциального термического анализа.

Были получены ленты с аморфной структурой с молибденом и композитной структуры при частичной и полной замене молибдена на ванадий. Определено, что кристаллическая составляющая в сплавах с добавлением ванадия является плохо растворимым, тугоплавким нитридом с температурой плавления около 2000 °С. Установлено, что нитриды образуются в кристаллическом слитке и не растворяются при нагреве под закалку в аморфное состояние. Увеличение содержания бора в составе сплавов приводит к снижению доли кристаллов нитридов ванадия в структуре. Содержание бора в кристаллах приводит к обеднению им аморфной фазы, что приводит к снижению термических свойств. При полном растворении всех легирующих элементов в аморфной фазе замена молибдена на ванадий приводит к повышению термической стабильности

исходной аморфной матрицы, стабилизации и расширению интервала переохлажденной жидкости.

Исследование выполнено при поддержке гранта РФФ № 22-79-10055.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСИ КРЕМНИЯ НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Mn-Cr-Zr

З.С. Тураева, О.А. Яковцева, А.В. Михайловская

Университет науки и технологий МИСиС, Москва, Россия

E-mail: m1909900@edu.misis.ru

Сверхпластичность, способность металлических материалов без разрушения деформироваться до высоких степеней, с относительным удлинением 200-400 % и более. Сверхпластичность присуща материалам с термостабильной в условиях деформации ультрамелкозернистой структурой. Сверхпластическая формовка, реализуемая для большинства алюминиевых сплавов обычно при температурах около $(0,8-0,9)T_{пл}$ и при сравнительно небольших скоростях в диапазоне $10^{-4}-10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Сверхпластичность используется при изготовлении различных деформированных полуфабрикатов, в том числе из композиций труднодеформируемых гетерофазных сплавов, обработка которых при применении традиционных технологий вызывает значительные трудности [1]. В состоянии сверхпластичности ввиду активного зернограничного скольжения, материал проявляет слабое деформационное упрочнение, поэтому сопротивление деформации в несколько раз меньше, чем при процессах деформации, контролируемых дислокационным скольжением.

Сплавы на основе Al-Mg являются широко используемыми металлическими материалами с высокой коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью. Недостатком этих сплавов является низкий предел текучести. Эти сплавы широко используются для получения легких деталей сложной формы с использованием технологии сверхпластической формовки [2].

В данной работе исследовано влияние примеси кремния на эволюцию микроструктуры, показатели сверхпластичности при температурах $(0,8-0,9)T_{пл}$ сравнением сплавов Al-5,2Mg-0,9Mn-0,15Cr-0,1Zr и Al-5,2Mg-0,9Mn-0,15Cr-0,1Zr-0,3Si. Сплавы подвергали гомогенизационному отжигу в несколько стадий необходимых для гомогенной структуры и высокой плотности выделения дисперсоидов Al_3Zr и $Al_6(Mn,Cr)$: первая стадия низкотемпературного отжига необходима для увеличения числа зародышей дисперсоидов, а последующие стадии высокотемпературного отжига завершают гомогенизацию слитка с частичным растворением и фрагментацией частиц фазы Mg_2Si и обеспечивают повышение плотности дисперсоидов ввиду ускорения диффузии Mn, Cr, Zr [3]. В структуре обоих сплавов наблюдали включения второй фазы размерами 1–2 мкм, с объемной долей около 0,6%. В сплаве с кремнием дополнительно формировались частицы фазы Mg_2Si с объемной долей 1,4%.

С целью получения микрозернистой структуры в листах сплавов перед началом сверхпластической деформации был выбран режим термомеханической обработки слитков с промежуточной гетерогенизацией и суммарным обжатием при холодной прокатке ~90%. Эволюцию микроструктуры на каждом этапе термомеханической обработки, а также до и после сверхпластической деформации изучали методом световой и сканирующей электронной микроскопии (СМ и СЭМ). Сплавы перед началом сверхпластической деформации демонстрировали средний размер зерна 8–10 мкм, в зависимости от температуры.

Определение показателей сверхпластичности проводили по результатам испытаний на одноосное растяжение при повышенных температурах на универсальной испытательной

машине «Walter Bay LFM-100». Одноосное растяжение проводили, используя два вида испытаний. Для определения оптимального интервала скоростей, при которых сплав проявляет максимальную сверхпластичность, были проведены испытания с пошаговым в 1,5 раза повышением скорости от $0,001$ до $0,05 \text{ с}^{-1}$ при температурах 460, 480, 500 и 520 °С. По кривым напряжение-скорость деформации, полученным в результате испытаний с пошаговым понижением скорости, рассчитывали коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения m . Были построены зависимости показателя скоростной чувствительности m и напряжения течения от скорости сверхпластической деформации (рис.1). Сплавы демонстрировали показатель m 0,5–0,6 в диапазоне скоростей деформации 10^{-4} - 10^{-2} с^{-1} и температур 500-520 °С.

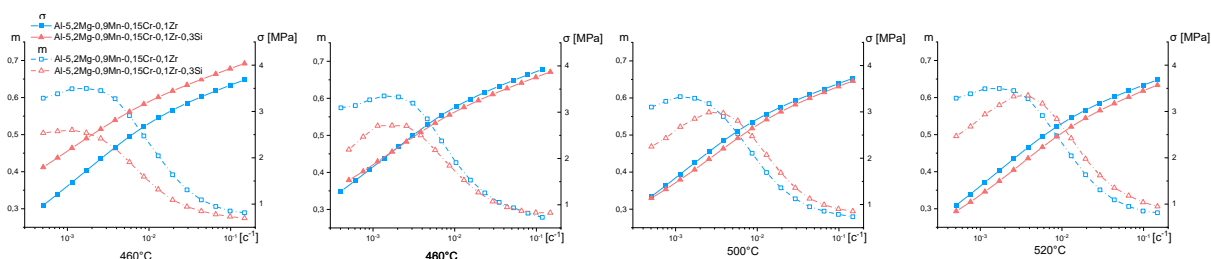


Рисунок 1 – Зависимости показателя скоростной чувствительности m и напряжения течения от скорости деформации сплавов $Al-5,2Mg-0,9Mn-0,15Cr-0,1Zr$ и $Al-5,2Mg-0,9Mn-0,15Cr-0,1Zr+0,3Si$ при температурах 460–520 °С

Второй вид испытания заключался в проведении одноосного растяжения с постоянной скоростью $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при тех же температурах. По результатам данного вида испытаний определяли относительное удлинение и зависимости напряжения от степени деформации (рис.2).

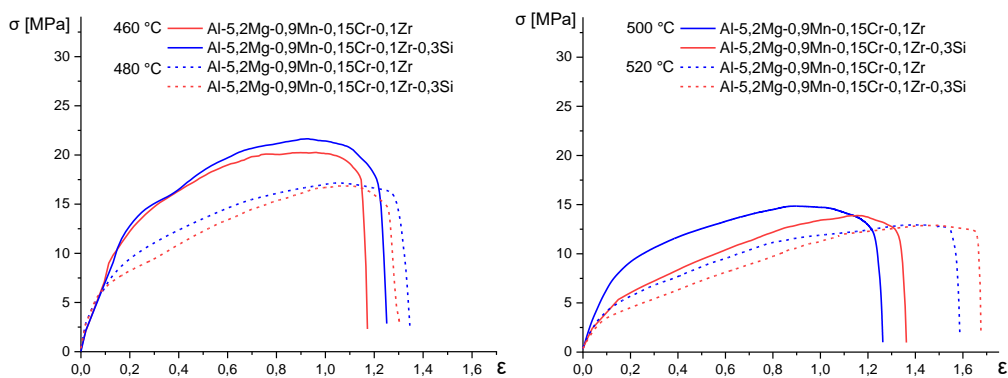


Рисунок 2 – Кривые деформации сплавов $Al-5,2Mg-0,9Mn-0,15Cr-0,1Zr$ и $Al-5,2Mg-0,9Mn-0,15Cr-0,1Zr-0,3Si$ с постоянной скоростью $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$

Сплавы показали 250-300% при температурах 460-480С и 300-450% удлинения при температурах 500-520С, при этом сплав $Al-5,2Mg-0,9Mn-0,15Cr-0,1Zr-0,3Si$ демонстрировал большие удлинения, чем сплав без кремния.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 23-79-01155.

Список литературы

1. Кайбышев О. А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – Москва: Металлургия (1984).
2. А. Хайнц, А. Хаслер, К. Кейдель, С. Молденхауэр, Р. Бенедиктус, В. Мельник. Матер. Sci. Eng., 280, стр. 102–107 (2000).
3. А. В. Михайловская А. Г. Мочуговский В. С. Левченко Н. Ю. Табачкова В. Муфало В. К. Портной. Матер. Char., 139, стр. 30–37 (2018).
4. A.V. Mikhaylovskaya, M. Esmaeili Ghayoumabadi, A.G. Mochugovskiy. Materials Science and Engineering: A, Volume 817 (2021).

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В ОЦК СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ИХ ФАЗОВОЙ НЕСТАБИЛЬНОСТИ В ПОЛЯХ НАРЯЖЕНИЙ

А.Н. Тюменцев, И.А. Дитенберг

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

E-mail: atyumentsev46@mail.ru

Обобщены результаты исследования закономерностей структурных превращений, механизмов деформации и разрушения в никелиде титана и ОЦК сплавах на основе V и Mo-Re в условиях активизации в них обратимых (ОЦК→ГПУ→ОЦК) превращений мартенситного типа в различных условиях силового воздействия и в зависимости структурного состояния этих материалов.

Важной особенностью ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений, определяющей возможность реализации этой моды деформации на разных структурных уровнях, является их активизация на наномасштабном уровне деформации. Носителями пластической деформации являются при этом нано-объемы неравновесных мартенситных фаз размерами несколько нанометров. Среди наиболее важных особенностей такой деформации выделим следующие:

- ее единственной модой является однородная деформация превращения - деформация сжатия - растяжения типа деформации Бейна;
- при анализе закономерностей этой моды деформации, в отличие от традиционных подходов теории дислокационной пластичности и мартенситных превращений сдвигового типа, необходимо учитывать диагональные компоненты тензора напряжений;
- дефекты микроструктуры типа дислокаций или границ разориентации как для однородной деформации превращения, так и для квазивязкого массопереноса, не являются сколь угодно эффективными препятствиями.

Показано, что однородная деформация ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений играет важную роль при формировании микроструктуры и механических свойств ОЦК сплавов в различных условиях силового воздействия. Это:

- начальные (начиная с предела текучести) этапы пластической деформации в условиях активной деформации сжатием и растяжением;
- деформация прокаткой;
- кручение на наковальнях Бриджмена;
- пластическая релаксация напряжений в зонах разрушения малоактивируемых ванадиевых сплавов в процессе испытаний на ударную вязкость.

В основе активизации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений как механизмов пластической деформации лежит явление фазовой нестабильности ОЦК решетки в полях высоких локальных напряжений. Указанные выше превращения являются при этом результатом и свидетельством изменения в поле напряжений диаграммы состояния материала. Отсутствие для однородной деформации (ОЦК→ГПУ→ОЦК) превращений сколь угодно эффективных препятствий, приводящее к снижению величины деформационного и дисперсного упрочнения, совместно с высокой эффективностью релаксации высокодефектных субструктур деформации в условиях фазовой динамической нестабильности кристалла, обеспечивают новые возможности модификации микроструктуры и физико-механических свойств материалов. Среди них:

- сверхвысокая технологическая пластичность сплавов на основе V и Mo-Re;
- предотвращение хладноломкости малоактивируемых ванадиевых сплавов;

- получение в TiNi сплавах нанокристаллических структур с размерами нанозерен в несколько межатомных расстояний.

В малоактивируемых ванадиевых сплавах с дисперсным упрочнением снижение эффективности такого упрочнения в интервале низкотемпературной фазовой нестабильности кристаллической решетки обеспечивают возможность значительных эффектов дисперсного упрочнения в области повышенных температур при полном отсутствии таковых при температурах ниже комнатной. Это свидетельствует о хороших перспективах создания дисперсноупрочненных ванадиевых сплавов с высокими значениями характеристик высокотемпературной прочности при сохранении высокого запаса низкотемпературной пластичности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0008.

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Н.В. Уртцев^{1,2,3}, П.А. Ухина¹, М.Л. Лобанов¹, С.И. Платов², А.В. Шмаков³

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

²Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия

³ООО «ИТЦ «Аусферр», г. Магнитогорск, Россия

Email: n.urtsev@ausferr.ru

Обеспечение бесперебойной работы магистральных трубопроводов, предназначенных для транспортировки нефти и газа, зачастую эксплуатируемых в сложных климатических условиях, является критически важной задачей для поддержания безопасности и стабильности функционирования энергетической инфраструктуры Российской Федерации [1, 2]. Для решения данной задачи при производстве трубопроводов используются листы низкоуглеродистых низколегированных сталей, повышенная конструкционная прочность которых достигается за счет применения контролируемой термомеханической обработки (КТМО) на толстолистовых станах (ТЛС) горячей прокатки [3, 4]. Внедряемые в условиях металлургического производства ИТ решения позволяют осуществлять управление структурой стальной продукции, во многом определяющей уровень ее механических свойств [5, 6]. Корректность работы таких решений зависит от состава и точности используемых исходных данных, включающих в себя теплофизические параметры сталей.

Цель работы – определение значений критических температур, температурных зависимостей теплоемкостей основных фаз, а также величин тепловых эффектов магнитных и фазовых превращений для низкоуглеродистой трубной стали.

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и дилатометрического анализа (ДА) исследованы образцы трубной стали типа 05Г2МБ, отобранные от листов, произведенных на ТЛС горячей прокатки В качестве эталонного материала, характеризующегося двумя практически обособленными превращениями при нагреве до температуры 1250 °С: магнитным и $\alpha(\beta) \rightarrow \gamma$ превращениями, было использовано армко-железо.

С использованием ПО Thermo-Calk-3.01 были рассчитаны значения температур A_3 и A_1 для химического состава исследуемой стали. Кроме того, значения критических температур были определены экспериментально с использованием ДСК и ДА для пяти образцов исследуемой стали (табл. 1). Следует отметить близость значений одних и тех же

критических температур, измеренных в одинаковых условиях, и значительные расхождения в значениях критических температур, измеренных разными способами.

Зависимости теплоемкостей α - и γ -фаз (C_p^α и C_p^γ , Дж/(г·К)) стали 05Г2МБ от температуры (t , °С) (рис. 1) были аппроксимированы линейными регрессионными уравнениями с усредненными коэффициентами по пяти наборам значений для температурных интервалов 200–400 °С (1) и 950–1050 °С (2):

$$C_p^\alpha = 0.0003822t + 0,4737, \quad (1)$$

$$C_p^\gamma = 0.0000603t + 0,5208. \quad (2)$$

Табл. 2. Расчетные и экспериментально определенные значения критических температур (Н – при нагреве, О – при охлаждении), °С

Номер образца	ДСК, Н по max		ДСК, О		ДА, Н			ДА, О		Расчет	
	A ₂	A _{С3}	ОК		ОК	ПК	ОК	ОК	ОК	A ₁	A ₃
			A _{R3}	A _{R1}	A _{С1}	A _{С3}	A _{С3}	A _{R3}	A _{R1}		
1	749	842	783	565	727	835	854	665	484	660	830
2	749	843	772	546	723	834	852	683	530		
3	750	841	778	547	722	820	833	681	535		
4	751	844	773	552	726	825	844	634	488		
5	748	841	781	553	723	818	849	668	495		

ОК и ПК – методы отрыва касательной и пересечения касательных соответственно

С учетом построенной базовой линии средние значения тепловых эффектов фазовых превращений при нагреве пяти образцов стали 05Г2МБ составили: 36,5 Дж/г для магнитного превращения, 17,8 Дж/г для $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

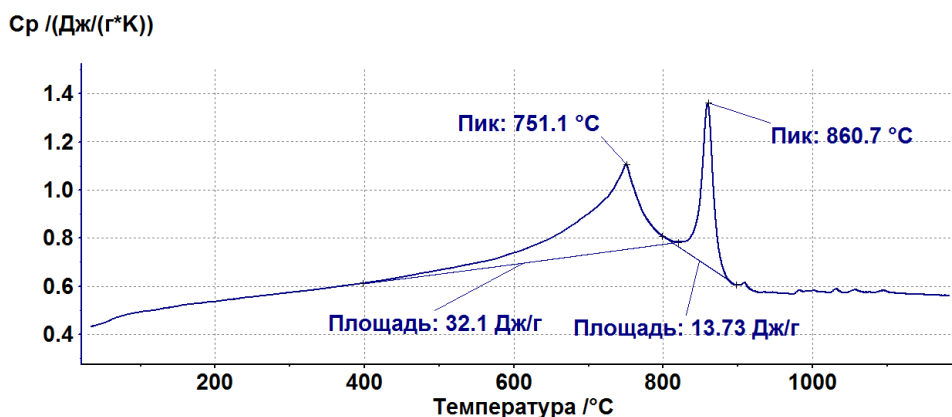


Рис. 1 Теплоемкость стали 05Г2МБ при повторном нагреве.

При анализе результатов экспериментов особый интерес вызывает то, что рассчитанные значения тепловых эффектов магнитного превращения оказались больше значений тепловых эффектов $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в 3,5 раза для армко-железа и в среднем в 2 раза для стали 05Г2МБ.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00615, <https://rscf.ru/project/23-29-00615/>.

Список литературы

1. М.А. Штремель, А.Б. Арабей, А.Г. Глебов и др., Деформация и разрушение материалов 2020, 1, с. 39–46.
2. И.И. Мазур, О.М. Иванцов, С.П. Ансов и др., Безопасность России. Правовые социально-экономические и научно-технические аспекты. Безопасность трубопроводного транспорта 2002, 749 с.

3. И.Ю. Пышминцев, М.А. Смирнов, Структура и свойства сталей для магистральных трубопроводов 2019, 242 с.
4. Lobanov M.L., Zorina M.A., Karabanalov M.S., Urtsev N.V., Redikultsev A.A., Metals 2023, 13(6), 1121.
5. Lobanov M.L., Khotinov V.A., Danilov S.V. et al., Materials 2022, 15(2), 501.
6. В.Н. Урцев, А.А. Морозов, Ю.Н. Горностырев, С.И. Платов, Г.С. Гун, В.Л. Корнилов, Вестник МГТУ им. Г. И. Носова 2008, 1, с. 23–24.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ЛИСТОВ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ НА ИХ СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ

Н.В. Урцев^{1,2,3}, М.Л. Лобанов¹, С.И. Платов², Д.Д. Садский¹, П.А. Ухина¹

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

²Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия

³ООО «ИТЦ «Аусферр», г. Магнитогорск, Россия

Email: n.urtsev@ausferr.ru

Экономическая эффективность магистральных газо- и нефтепроводов, возможность их эксплуатации в сложных климатических условиях обеспечиваются за счет использования высокопрочных стальных листов в качестве трубной заготовки [1, 2]. Высокий уровень механических свойств листов достигается за счет использования низкоуглеродистых низколегированных сталей и контролируемой термомеханической обработки (КТМО), включающей в себя двухстадийную (черновую и чистовую) горячую деформацию и последующее контролируемое ускоренное охлаждение [1, 3]. С точки зрения надежности эксплуатации трубопроводов актуальной задачей является повышение их способности препятствовать развитию магистральных трещин.

Целью работы является установление влияния структурно-текстурных состояний листов высокопрочной трубной стали, прошедших КТМО, на сопротивление протяженным разрушениям трубопроводов.

Методами ориентационной микроскопии (EBSD), а также испытаниями на ударный изгиб и растяжение исследованы образцы трубной стали типа 05Г2МБ. Температуру А₃, рассчитанная с использованием программного обеспечения (ПО) «Thermo-Calc-3.01», составила ~840 °С. Образцы отбирались от листов, прошедших КТМО по двум режимам (I и II), отличавшимся температурными диапазонами чистовой горячей прокатки: 890–880 °С (I) и 810–800 °С (II), т. е. деформация образцов I и II проходила в аустенитной и ферритно-аустенитной областях.

Анализ кристаллографической текстуры образцов, проведенный с использованием построения функций распределения ориентировок, показал, что в основном массиве материала обоих образцов при КТМО происходит деформация аустенитных зерен с их последующим превращением по сдвиговому механизму в ферритно-бейнитную структуру с выраженной кристаллографической текстурой, состоящей из пяти основных компонент (рис. 1). Были построены ориентационные карты с выделением ориентаций, плоскости которых {001} являются параллельными одной из четырех плоскостей: три из этих плоскостей образуют координатный куб, а четвертая является диагональной плоскостью куба, параллельной направлению прокатки (НП) и отклоняющейся от плоскости прокатки (ПП) на 45°. Эта плоскость наиболее близко совпадает с поверхностями разрушения при испытаниях трубопроводов; в ней наблюдается максимальное количество зерен, кристаллографические плоскости которых {100} (плоскости скола в ОЦК решетки) расположены практически параллельно данной поверхности.

Анализ расположения плоскостей $\{100\}$ в пяти основных ориентировках (рис. 1) показывает, что у трех из них данные плоскости находятся достаточно близко к поверхности разрушения. Возникновение расщеплений, лежащих в ПП, связано с наличием в текстуре крупных вытянутых зерен с ориентировкой $\{001\}\langle 110\rangle$, плоскости которой $\{001\}$ располагаются строго параллельно ПП (рис. 1, б).

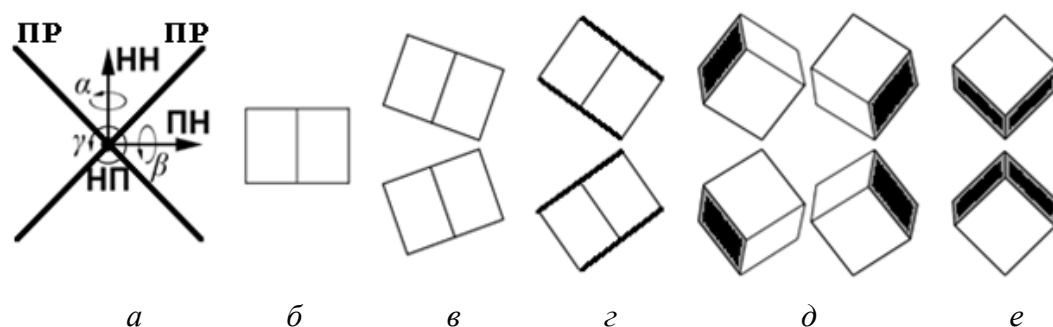


Рис. 1. Основные компоненты текстуры стали после КТМО, в виде проекций элементарных ячеек (вид с НП): а – используемая система координат (ПР – поверхности разрушения стенок трубы); б – $\{001\}\langle 110\rangle$; в – $\{114\}\langle 110\rangle$; з – $\{112\}\langle 110\rangle$; д – $\{223\}\langle 252\rangle$; е – $\{211\}\langle 114\rangle$; з – е – черным цветом выделены плоскости $\{100\}$, по которым с высокой вероятностью реализуется разрушение стенок трубы при полигонных испытаниях; з – выделенные плоскости отклонены от ПР по γ на $\pm 10^\circ$; д – по α – на $\pm 30^\circ$, по γ – на $\pm 20^\circ$; е – по α – на $\pm 20^\circ$

В случае прокатки ниже температуры A_3 (образец II) области с ориентацией $\{100\}$, параллельной оси прокатки, являются вытянутыми в НП, т. е. они образуют поля для облегченного распространения трещин. В образце II при КТМО происходит возникновение и деформация ферритных зерен. Эти зерна в процессе дальнейшего охлаждения не претерпевают фазового превращения, сохраняя ориентацию кристаллической решетки и вытянутую форму в НП. Согласно исследованиям [4, 5] ориентация их кристаллической решетки будет представлена компонентами $(001)[110]$ и $\{h h k\}\langle u u w\rangle$, которые близки к зафиксированным в образцах после КТМО в настоящей работе.

Расположение плоскостей $\{100\}$ в ферритных зернах, вытянутых в НП, по отношению к поверхностям в магистральных трубах, по которым распространяются трещины, позволяет считать данные зерна ответственными за протяженные разрушения. Кроме того, вытянутые в НП границы ферритных зерен служат при охлаждении местами зарождения бейнитных пластин, имеющих одну или несколько ориентаций, связанных общей кристаллографической плоскостью, которые могут увеличивать размеры областей, по которым может происходить распространение трещин с минимальными энергетическими затратами.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00615, <https://rscf.ru/project/23-29-00615/>.

Список литературы

1. Д. Дж. Столхейм, Металлург 2013, 11, с. 53–66.
2. В.И. Ильинский, М.Ю. Матросов, П.П. Степанов и др., Металлург 2014, 1, с. 59–62.
3. И.Ю. Пышминцев, М.А. Смирнов, Структура и свойства сталей для магистральных трубопроводов 2019, 242 с.
4. Lobanov M.L., Zorina M.A., Karabanalov M.S., Urtsev N.V., Redikultsev A.A., Metals 2023, 13(6), 1121.
5. Lobanov M.L., Khotinov V.A., Danilov S.V. et al., Materials 2022, 15(2), 501.

МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ ПОКРЫТИЯ Fe-Co-Cr-Ni-(Cu) ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ ТРИБОКОРРОЗИИ И БИОЛОГИЧЕСКОГО ОБРАСТАНИЯ В МОРСКОЙ ВОДЕ

М.Н. Фатыхова, К.А. Купцов, А.Н. Шевейко, Д.В. Штанский

Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, г. Москва

Email: mariya.antonyuck@ya.ru

Большинство изделий и деталей пар трения, предназначенных для эксплуатации в морской промышленности, подвержены синергетическому воздействию коррозии и износа, называемому трибокоррозией, что приводит к интенсивному изнашиванию таких поверхностей и к существенному сокращению срока их службы. Еще одним фактором, повышающим общий износ деталей, является биообрастание, которое способствует развитию микробиологической коррозии. Данный вид коррозии происходит в результате взаимодействия бактерий и микроорганизмов с поверхностью металлических деталей.

Для решения этих проблем были разработаны покрытия Fe-Co-Cr-Ni-Cu_x с различным содержанием меди, где $x = 0, 8, 12, 24$ ат.%. Покрытия были получены методом электроискрового легирования на стальные подложки 30X13.

Структуру и элементный состав покрытий исследовали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием микроскопа S-3400N (Hitachi), оснащённого энергодисперсионным детектором NORAN, рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре D2 Phaser (Bruker).

Трибокоррозионные испытания в искусственной морской воде проводили с использованием трибометра, оснащенного специальной трехэлектродной ячейкой, позволяющей регистрировать электрохимический потенциал с использованием потенциостата «Voltalab PST-050» в процессе трибологических испытаний по схеме «шарик-диск». Искусственная морская вода была приготовлена в соответствии со стандартом ASTM D1141-98. Приложенная нагрузка составляла 5 Н, дистанция пробега 500 м, линейная скорость в ходе испытания составила 10 см/с. В качестве контртела использовался шарик из Al₂O₃ диаметром 6 мм [1].

Определение антибактериальной активности покрытий проводили с использованием штамма *Bacillus cereus* Arc30 при инкубировании в физрастворе. Бактериальные клетки выращивали на плотной питательной среде Mueller Hinton Agar (HiMedia, Индия).

Полученные покрытия обладали плотной и однородной морфологией, без видимых дефектов в виде пор и трещин. С увеличением содержания меди происходило увеличение толщины покрытий с 14 мкм (Cu₀) до 29 мкм (Cu₂₄). Структура покрытий Fe-Co-Cr-Ni-Co-(Cu) представляла собой однофазный твердый раствор с ГЦК решеткой.

Покрытия обладали высокой износо- и коррозионной стойкостью в морской воде. Коэффициент трения покрытий отличался не существенно и составил 0,20-0,26. Минимальным падением потенциалов коррозии во время трения (от -150 до -160 мВ) и максимальной износостойкостью (приведённый износ $6,2 \times 10^{-6}$ мм³/Нм) обладало покрытие с максимальным содержанием меди (Рис. 1).

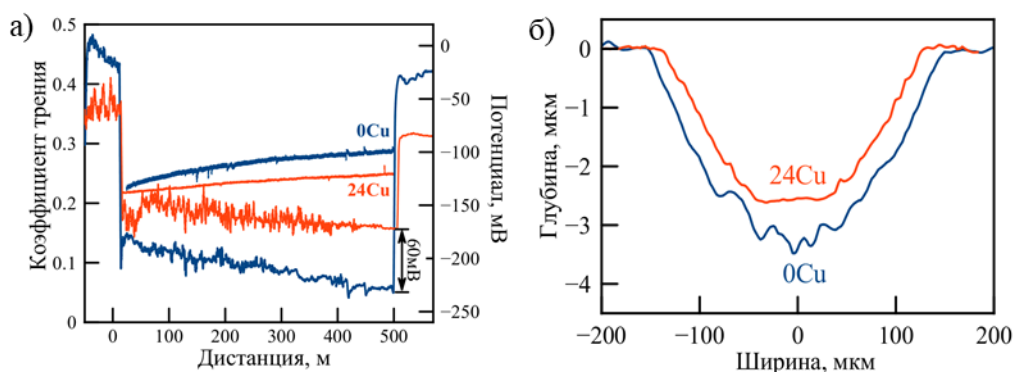


Рисунок 1. Трибокоррозионные исследования покрытий 0Cu и 24Cu в искусственной морской воде (а) и соответствующие им профили дорожек износа (б).

Все покрытия обладают умеренным антибактериальным эффектом в отношении грамположительного штамма *V. cereus* Agc30. Введение в состав покрытий 12 ат.% меди позволило существенно увеличить антибактериальные свойства (погибло 99,55% бактерий).

Работа была выполнена в рамках проекта РНФ №20-79-10104-П «Разработка твердых гидрофобных покрытий, обладающих противообрастающим, антиледовым, и самозалечивающим эффектом, предназначенных для защиты объектов морской и прибрежной инфраструктуры от трибокоррозионного, абразивного и кавитационного износа»

Список литературы

1. Kuptsov, K.A.; Antonyuk, M.N.; Sheveyko, A.N.; Bondarev, A. V.; Ignatov, S.G.; Slukin, P. V.; Dwivedi, P.; Fraile, A.; Polcar, T.; Shtansky, D. V. High-Entropy Fe-Cr-Ni-Co-(Cu) Coatings Produced by Vacuum Electro-Spark Deposition for Marine and Coastal Applications. *Surface and Coatings Technology* (2023) 453, 129136, doi:10.1016/J.SURFCOAT.2022.129136.

ИМПУЛЬСНОЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ АМОРФНЫЕ СПЛАВЫ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов, М.В. Бойцова, С.Н. Плужников

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

Email: fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Ленточные аморфные металлические сплавы (АМС) при эксплуатации подвергаются различным внешним воздействиям, в частности, воздействиям электромагнитных полей.

В работе исследовали ленточные образцы аморфных магнито-мягких сплавов на основе кобальта (АМАГ-170, АМАГ-180) и железа (АМАГ-221, АМАГ-225) [1] с размерами $40 \times 3,5 \times 0,02$ мм. Аморфность сплавов контролировали рентгенографически. Образцы подвергали одноосному растяжению на машине Instron-5565 со скоростью движения траверсы 0,1 мм/мин при комнатной температуре. Одновременно на образец подавали пилообразные импульсы электрического тока с плотностью тока от 10^8 до $6 \cdot 10^8$ А/м² и длительностью $\tau \sim 250$ мс. Частота следования импульсов 0,5 Hz. Температуру образца измеряли пирометром Testo-845.

В первой части экспериментов образец испытывал одновременное воздействие электрического тока (нагрев за счет джоулева тепла), механической нагрузки и находился в собственном магнитном поле (пинч-эффект). На зависимости σ - ε наблюдали сброс механических напряжений [1]. Исследовали изменение механических характеристик АМС

в зависимости от количества импульсов тока и от увеличения его плотности. Наблюдали линейное снижение предела прочности (рис. 1а) и числа импульсов до разрушения (рис. 1б). Значение модуля Юнга при всех указанных режимах изменяется в пределах погрешности измерений.

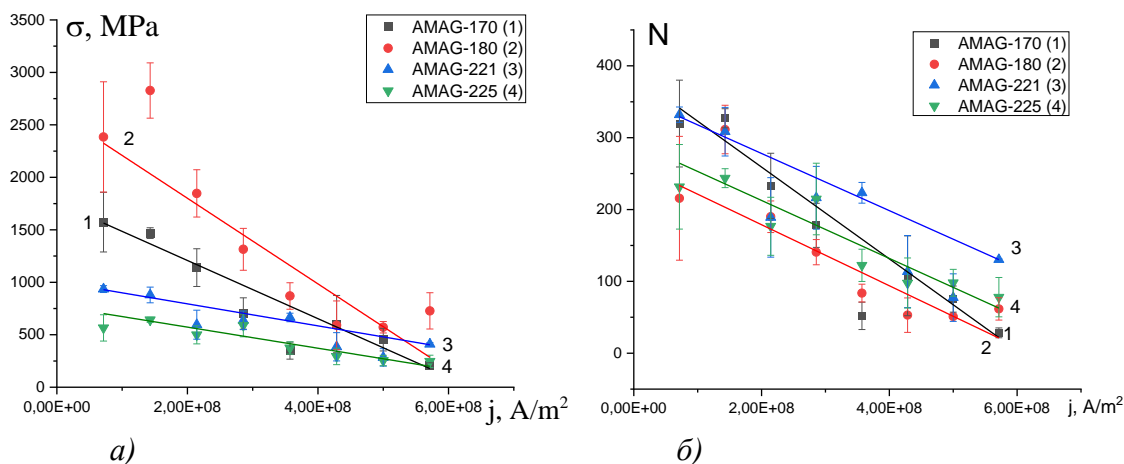


Рис. 1. Зависимости а) предела прочности материала (σ) и б) количества импульсов (N) до разрушения от плотности импульсного тока.

Во второй части работы поставлены эксперименты, в которых образец деформировали без пропуска через него импульсного электрического тока. Импульсы тока пропускали через другой такой же, но ненагруженный образец, расположенный параллельно деформируемому в непосредственной от него близости. Между образцами помещали диэлектрическую теплоизолирующую прокладку толщиной ~ 1 mm, предотвращающую импульсный нагрев деформируемого образца. Таким образом, испытуемый образец находился в импульсном магнитном поле, создаваемым пропуском тока по такому же, но ненагруженному образцу.

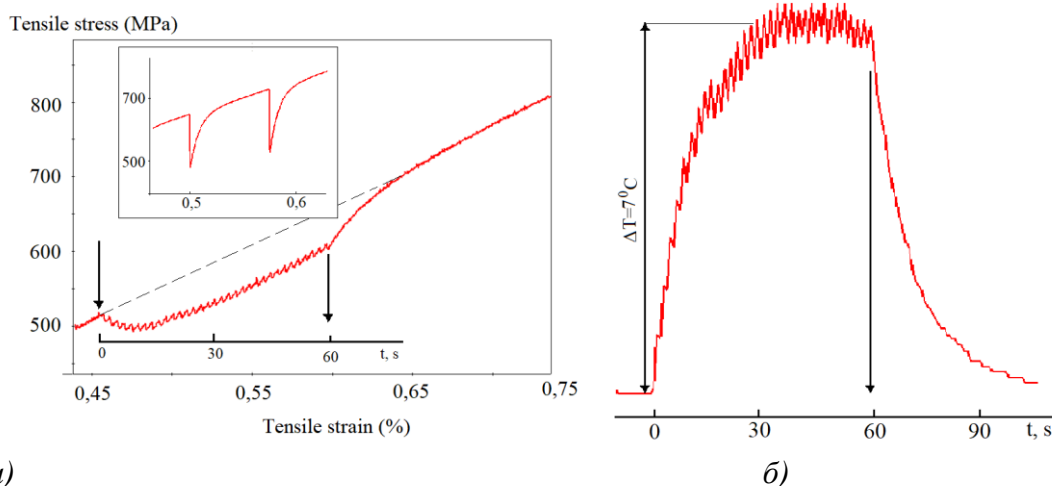


Рис. 2. Образцы АМАГ-186, частота импульсов 0,5 Hz, плотность тока $5 \cdot 10^8 A/m^2$: а) диаграмма нагружения. На вставке диаграмма нагружения для образца по которому пропускается импульс тока, б) изменение температуры деформируемого образца. Стрелками отмечено начало и окончание подачи импульсов тока.

По мере пропускания импульсов электрического тока происходит постепенный нагрев деформируемого образца через прокладку. Повышение температуры на $\Delta T = 7$ °С приводит к снижению деформирующих напряжений на 100 МПа (рис. 2). При импульсном нагреве деформируемого образца наблюдается резкий сброс напряжения (рис. 2а, вставка), достигающий 200 МПа, при соответствующем повышении температуры на 20 °С. После прекращения подачи импульсов тока зависимость σ - ε возвращается к исходному углу наклона. На зависимости σ - ε наблюдали микросбросы механического напряжения величиной порядка 7 – 8 МПа, соответствующие по времени скачкам температуры деформируемого образца на 0,7 – 0,8 °С (рис. 2б).

Наблюдаемые микросбросы механического напряжения на протяжении всей зависимости постоянны по величине, что может быть связано с некоторым фактором также постоянным по величине. Таким фактором, может быть импульсное магнитное поле. В этом случае возможно проявление магнитокалорического эффекта [2]. Дополнительный импульсный нагрев приводит к дополнительным микросбросам механических напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (номер проекта 24-12-00155).

Список литературы

1. V.A. Fedorov, T.N. Pluzhnikova, A.D. Berezner, Journal of Physics: Conf. Series 2018, 1115, 052016, p. 1-5.
2. Е.В. Дворецкая, В.Л. Сидоров, О.В. Коплак, Д.В. Королев, В.П. Пискорский, Р.А. Валеев, Р.Б. Моргунов, ФТТ 2022, 64 (8), с. 984-992.

О ВЛИЯНИИ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ЖАРОПРОЧНЫЕ СВОЙСТВА 9-10% Cr СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

А.Э. Федосеева

Белгородский государственный национальный исследовательский университет

Email: fedoseeva@bsu.edu.ru

Современное развитие энергетического машиностроения направлено на увеличение КПД угольных электростанций вследствие увеличения температуры сгорания. Этого можно добиться, введя в эксплуатацию энергоблоки, работающие при суперсверхкритических параметрах пара (ССКП), а именно, давлении пара 30 МПа и температуре пара 620-650°С. Высокое сопротивление ползучести 9-12%Cr мартенситных сталей достигается за счет формирования структуры троостита отпуска со строгой иерархической структурой после термической обработки. Границы исходных аустенитных зерен и реек стабилизированы зернограницными частицами карбида $M_{23}C_6$ и фазы Лавеса, в то время как мелкие карбонитриды МХ внутри реек выступают в качестве препятствий для движения дислокаций. Добавление рения и вольфрама снижает энергию межфазной энергии $M_{23}C_6$ /феррит и вызывает зарождение фазы Лавеса с когерентными границами. В результате, укрупнение карбидов $M_{23}C_6$ и фазы Лавеса происходит с низкой скоростью; цепочки этих частиц на границах мартенситных реек сохраняются вплоть до разрушения.

С целью прояснить природу снижения сопротивления ползучести при низких приложенных напряжениях, было проведено сравнительное исследование 9% и 10%Cr сталей с различным легированием. Термическая обработка всех сталей включала в себя нормализацию с температур (1050±10)°С с последующим отпуском при температурах (750-770±10)°С. Плоские образцы с длиной рабочей части 25 мм и поперечным сечением 7×3 мм² были испытаны на длительную прочность при 650°С при приложенных напряжениях, варьируемых от 200 МПа до 100 МПа с шагом 20 МПа. Исследования структуры были выполнены с использованием сканирующего электронного микроскопа Quanta 600FEG (СЭМ) и просвечивающего электронного микроскопа JEM Jeol-2100.

Типичная речная структура троостита отпуска формируется во всех мартенситных 9-10% Cr-3% Co сталях. Наноразмерные карбиды $M_{23}C_6$ округлой формы декорируют границы исходных аустенитных зерен/пакетов/блоков и мартенситных реек, и их средний размер уменьшается с 90 до 70 нм с увеличением содержания бора. В сталях со стандартным содержанием азота карбонитриды MX делятся на частицы с высоким содержанием ванадия, имеющие пластинчатую форму, и частицы с высоким содержанием ниобия, имеющие круглую форму; эти частицы со средним размером 30 нм были случайно распределены в ферритной матрице; их объемная доля составила 0,34%. Снижение содержания азота в стали приводит к существенному понижению объемной доли карбонитридов MX.

Практически все стали с 9% Cr и 10% Cr демонстрируют появление перелома на кривой длительной прочности независимо от размера исходного аустенитного зерна. Для стали 10Cr2W0.008B не было обнаружено перехода от кратковременной ползучести к длительной ползучести до времени разрушения 39 437 час. Для сталей 9Cr2W0.005B, 9Cr1.5W0.012B и 10Cr3W0.008B0.2Re перелом на кривой длительной прочности появляется при 140 МПа, что делит поведение при ползучести на три четко различающиеся области: область кратковременной ползучести при высоких приложенных напряжениях > 140 МПа, переходная область при приложенном напряжении 140 МПа и область длительной ползучести при низких приложенных напряжениях < 140 МПа. Для обеих сталей с 9% Cr и 1,5-2% W время до разрушения, при котором происходит перелом на кривой длительной прочности, было одинаковым в диапазоне от 2000 до 3500 ч, тогда как перелом для стали с 10% Cr с 3% W наблюдался при ~ 11 000 часов. Таким образом, увеличение содержания W с 2 до 3 мас.% сдвигает перелом к более низкому приложенному напряжению 120 МПа и более высокому времени до разрушения ~ 11 000 ч, что коррелирует со временем появления перелома для 10Cr3W0.008B0.2Re стали.

Результаты, полученные по эволюции фазы Лавеса в процессе ползучести в пяти мартенситных жаропрочных сталях 9-10%Cr-3%Co с различным легированием, свидетельствуют о том, что не только содержание вольфрама, но и другие элементы влияют на рост фазы Лавеса и, как следствие, на поведение при ползучести. В сталях с обычным содержанием бора 0,005% редко расположенные карбиды $M_{23}C_6$ вдоль высокоугловых и малоугловых границ обеспечивают большую часть границ как готовую поверхность для зарождения фазы Лавеса. Образование сегрегаций атомов вольфрама в окрестностях высокоугловых границ во время отпуска способствует выделению этих частиц на них. Высокое (0,008-0,012%) содержание бора в сталях с содержанием 9-10%Cr-3%Co приводит к уменьшению размеров карбидов $M_{23}C_6$ из-за образования частиц $M_{23}(C,W)_6$. В результате, плотность частиц карбидов $M_{23}C_6$ по границам увеличивается как по высокоугловым границам, так и по малоугловым границам по сравнению со сталями, содержащими 0,005% бора.

Плотные цепочки карбидов $M_{23}C_6$ полностью покрывают поверхность высокоугловых границ, что препятствует осаждению избыточных атомов вольфрама из матрицы на этих границах. Атомы W из сегрегации перераспределяются между высокоугловыми и малоугловыми границами, образуя зародыши фазы Лавеса вдоль границ мартенситных реек, свободных от карбидов $M_{23}C_6$. В результате соотношение частиц фазы Лавеса, расположенных вдоль высокоугловых и малоугловых границ, меняется в сталях, обогащенных бором. Доля частиц фазы Лавеса, расположенных вдоль малоугловых границ, выше и достигает 35% от доли всех частиц, что обеспечивает эффективное закрепление границ реек/субзерен граничными частицами во время ползучести, что значительно снижает минимальную скорость ползучести. Добавление Re в сталь с 10% Cr с низким содержанием N и высоким содержанием W замедляет диффузию атомов W и препятствует их перераспределению по границам при укрупнении фазы Лавеса. Это обеспечивает уменьшение значения константы скорости укрупнения на один порядок по сравнению со сталью 10Cr2W0.008B.

Проверка экспериментальных результатов показывает, что растворение мелких частиц фазы Лавеса, расположенных по малоугловым границ, может привести к появлению перелома на кривой длительной прочности, при условии низкой численной плотности карбидов $M_{23}C_6$ на границах реек в условиях ползучести. В сталях с обычным содержанием бора, укрупнение частиц $M_{23}C_6$ и фазы Лавеса приводит к снижению их численной плотности как по высокоугловым границам, так и по малоугловым границам. Карбиды $M_{23}C_6$, расположенные по малоугловым границам, также быстро укрупняются после ухода избыточного количества атомов W из твердого раствора, тогда как частицы $M_{23}(C,W)_6$ способны длительное время противостоять укрупнению в сталях с высоким содержанием бора. Более низкая численная плотность частиц вызывает более низкое значение тормозящих сил Зинера, оказываемых карбидами $M_{23}C_6$ и фазой Лавеса. При снижении общего значения тормозящих сил ниже 0,08 МПа происходит полная трансформация структуры закаленной реечной структуры в структуру субзерен с последующим ростом субзерен в условиях ползучести. Следовательно, эта структурная эволюция может быть причиной появления перелома на кривой длительной прочности.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-73-10089-П «Совершенствование микроструктурного дизайна Re-содержащей 10%Cr-3%Co мартенситной стали для тепловых электростанций».

ПРОЧНОСТЬ И УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ УМЗ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ 12% Cr СТАЛИ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

А.А. Фрик, М.А. Никитина, А.В. Ганеев, Р.К. Исламгалиев

Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)

E-mail: frikaleksandra@gmail.com

Для получения повышенных прочностных и функциональных характеристик металлов часто применяются методы деформационно-термической обработки [1,2]. На данный момент перспективным направлением повышения прочностных и усталостных свойств сталей является создание в них ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации. Ряд недавних исследований показал, что для улучшения характеристик стали может быть применена повторная закалка выше температуры фазового перехода феррит/аустенит.

Целью настоящей работы явилось повышение служебных свойств ферритно-мартенситной стали с помощью комбинированной деформационно-термической обработки.

В результате холодной прокатки до 50 % происходит увеличение микротвердости образцов до 3900 МПа, что обусловлено формированием однородной структуры с равномерным распределением карбидных частиц и повышенной долей специальных границ. Образцы после прокатки со степенью деформации 50% и перезакалки демонстрируют значения микротвердости 4280 МПа

Применение холодной прокатки позволило улучшить механические характеристики стали. При достижении степени деформации 50 % прирост предела прочности составляет 35 %. Образцы после холодной прокатки на 50 %, подвергнутые дополнительной перезакалке показывают прочность 1380 МПа, что превышает значения после стандартной термической обработки более чем на 50 %, при этом пластичность составила 15 %.

Прокатка стали ЭИ-961Ш в комбинации с перезакалкой позволяет увеличить предел ограниченной выносливости на 59 % с 472 МПа после стандартной обработки до 750 МПа.

Более мелкие частицы вторых фаз и равномерное их распределение по границам и в теле зерна в результате прокатки тормозят развитие трещины, повышая предел выносливости. Дополнительным упрочняющим фактором явилось формирование структуры, содержащей двойниковые границы.

Деформационная обработка в виде холодной прокатки до степени обжатия 50 % способствует значительному росту ударной вязкости во всем диапазоне температур испытаний. Сравнение ударной вязкости проводилось при комнатной температуре (+20°C). Результаты показали, что холодный прокат повышает значение ударной вязкости в 7,5 раз по сравнению со стандартной термической обработкой, что связано с появлением текстуры в стали, дальнейшая перезакалка повысила значение ударной вязкости дополнительно в 3 раза.

Таким образом, используемая обработка, включающая прокатку и перезакалку позволила кратно увеличить служебные свойства, что связано с образованием нанодвойников в результате перезакалки совместно с измельчением зерна и формированием нанокарбидов.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 22-19-00445 «Ультрамелкозернистые гетерогенные легкие сплавы с превосходной прочностью, пластичностью и ударной вязкостью».

Список литературы

1. Я.Э. Шахова, Ж.Ч. Янушкевич, А.Н. Беляков., Влияние холодной прокатки на структуру и механические свойства аустенитной коррозионностойкой стали 10X18H8ДЗБР. *Металлы*. – 2012. – № 5. – С.38–45.
2. М.В. Однобокова, А.Н. Беляков, Влияние холодной прокатки и последующего отжига на микроструктуру и микротекстуру аустенитных коррозионностойких сталей. *Деформация и разрушение материалов*. – 2018. – № 9. – С. 23–32.

УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ БЕТОНОВ, ЗАКЛЮЧЕННЫХ В ОБОЛОЧКУ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

П.А. Хазов

ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет». Россия, 603952, г. Н. Новгород, ул. Ильинская, д. 65.

Email: khazov.nngasu@mail.ru

Работа трубобетонных стержней малогабаритных сечений под статической нагрузкой в последние десятилетия представляет особый интерес для российских и зарубежных ученых сообществ [1-4]. Данная тема затрагивает как вопросы разработки современных альтернативных материалов и технологий строительства, так и вопросы исследования напряженно-деформированного состояния искусственных каменных материалов, заключенных в оболочку из различных материалов, в том числе трубобетонных композитных стержней с полимерной оболочкой [5, 6].

Для экспериментального исследования прочности и деформативности трубобетонных элементов были изготовлены несколько серий лабораторных образцов. Использовались различные материалы для оболочки композитных стержней: стальные прямошовные трубы по ГОСТ 10704-91 (3 типоразмера: 60x2.0; 76x3.0; 102x3.5), а также полипропиленовые трубы по ГОСТ 32414-2013 (2 типоразмера: 50x1.8; 110x2.7). Длина всех образцов 100 мм. Внутри оболочки находится монолитный сердечник из искусственного камня, для изготовления которого использовалась мелкозернистая бетонная смесь высокой

подвижности. Прочностные характеристики сердечника определялись разрушающим методом, путем испытания контрольных образцов на сжатие.

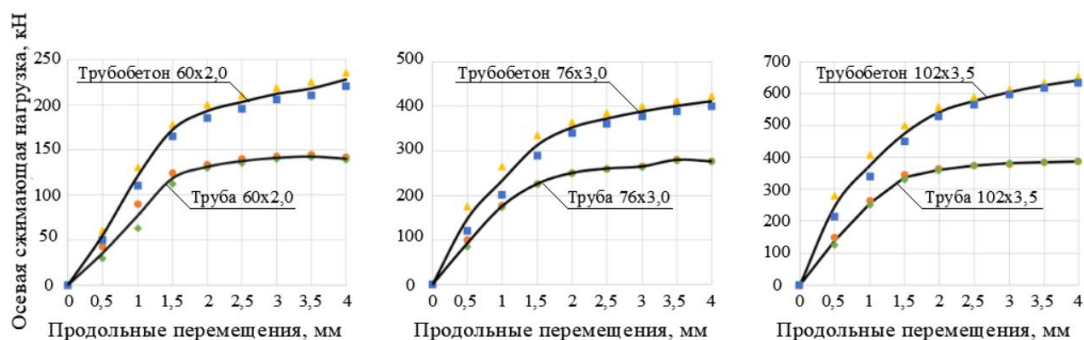


Рисунок 1. Диаграммы продольного деформирования трубобетонных стержней со стальной оболочкой.

Из диаграмм деформирования бетонных стержней, заключенных в стальную обойму, видно, что переход из упругой стадии работы в пластическую и для трубы, и для трубобетона происходит при одних и тех же деформациях.

Испытания осевой сжимающей нагрузкой проводилось в лаборатории кафедры Теории сооружений и технической механики при помощи универсальной испытательной машины УИМ-30 с максимальной сжимающей нагрузкой 30. Нагрузка прикладывалась плавно, на всех этапах нагружения непрерывно замерялись осевые деформации (перемещение торцов образца) при помощи прогибомеров с точностью до 0,01 мм. Регистрация создаваемой на образец нагрузки осуществлялась с помощью аналогового циферблата силоизмерителя прессы.

По результатам экспериментов построены диаграммы деформирования (рис. 1, 2) и определена разрушающая нагрузка [7].

Трубобетонные стержни обладают несущей способностью, значительно

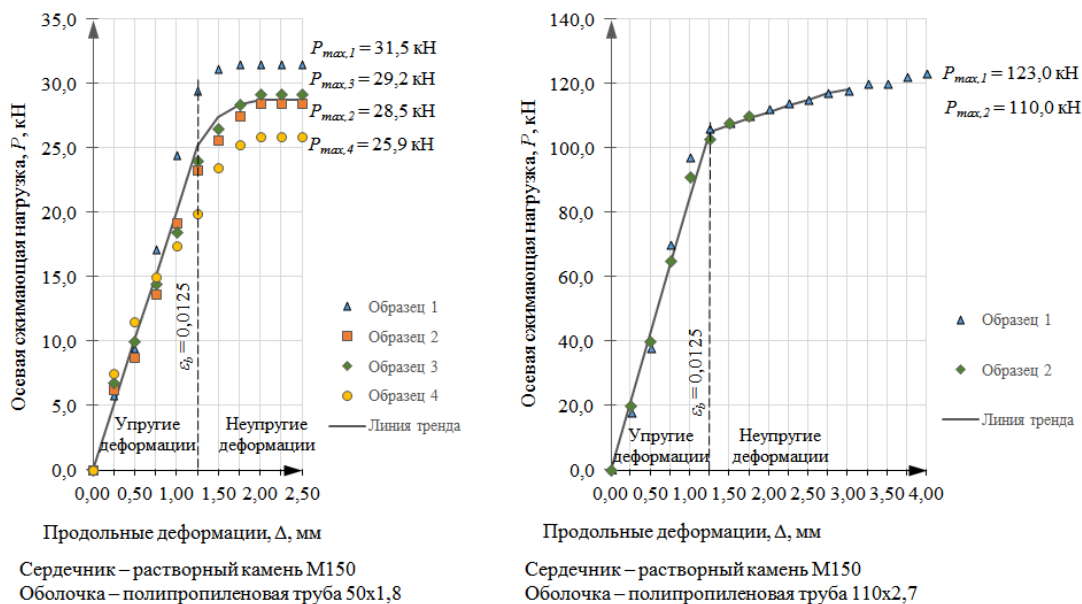


Рисунок 2. Диаграммы продольного деформирования трубобетонных стержней с полимерной оболочкой.

превышающей несущую способность полрой трубы соответствующего диаметра, поскольку наличие бетонного ядра предотвращает преждевременную потерю устойчивости стенки. Труба, в свою очередь, выступает в роли стальной обоймы, внутри которой бетонный сердечник находится в состоянии трехосного сжатия и продолжает работать в составе трубобетонной конструкции, несмотря на запредельные для бетона деформации. В случае

с полимерной оболочкой полипропиленовая труба воспринимает незначительную долю продольной нагрузки, внося основной вклад в несущую способность за счет обжатия сердечника.

Диаграммы продольного деформирования трубобетонных образцов при действии осевой сжимающей нагрузки пропорциональны диаграммам деформирования полых стальных труб, соответствующих размеров. Переход из упругой стадии работы в пластическую и для трубы, и для трубобетона происходит при одних и тех же деформациях.

Разрушение образцов с полимерной оболочкой при длине, более чем в два раза превышающей размер поперечного сечения, произошло по наклонному сечению за счет скольжения частиц материала в направлении главных касательных напряжений. Разрушение образца с одним порядком длины и поперечных размеров произошло по нормальному сечению с последующим взрывом в момент достижения кольцевых растягивающих напряжений в оболочке предельных значений.

Список литературы

1. Кришан, А.Л., Заикин А.И., Купфер М.С. Определение разрушающей нагрузки сжатых трубобетонных элементов // Бетон и железобетон. 2008. №2. С. 22-25.
2. Кришан, А.Л., Римшин В.И., Рахманов В.А. Несущая способность коротких трубобетонных колонн круглого сечения // Известия высших учебных заведений. Технология текстильной промышленности. 2017. № 4(370). С. 220-225.
3. Wang, J., Sun Q., Li J. Experimental study on seismic behavior of high-strength circular concrete-filled thin-walled steel tubular columns // Engineering Structures. 2019. Vol. 182. P. 403-415.
4. Шкода И.В., Хазов П.А., Помазов А.П., Ситникова А.К., Кожанов Д.А. Физическое и численное моделирование стальных и сталежелезобетонных конструкций из труб : монография // Нижний Новгород: Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, ЭБС АСВ, 2023. 135 с.
5. Овчинников И.И., Овчинников И.Г., Чесноков Г.В., Михалдыкин Е.С. О проблеме расчета трубобетонных конструкций с оболочкой из разных материалов. Часть 3. Опыт применения полимерных композитных материалов в мостостроении // Интернет-журнал «Науковедение». 2015. Том 7, №5. С. 1-39.
6. Наумов А.Е., Шевченко А.В., Долженко А.В., Бодяков С.Н., Гвасалия Х.Д. Исследование прочности контакта пластиковой трубы и бетона при расчете пластикотрубобетонных конструкций // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2019. №9. С. 38-45.
7. Хазов, П.А., Помазов А.П. Прочность и продольный изгиб трубобетонных стержней при центральном сжатии // Строительная механика и конструкции. 2023. № 2(37). С. 77–86.

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИЛОЖЕНИЙ

Ю.П. Шаркеев^{1,2}, А.Ю. Ерошенко¹, Е.В. Легостаева¹, Н.А. Лугинин^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

E-mail: sharkeev@ispms.ru

Перспективным направлением в области медицинского материаловедения является разработка сплавов на основе титана, содержащих биоинертные металлы, которые не оказывают токсичного действия на организм. Это сплавы систем Ti-Nb, Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Zr, Ti-Nb-Sn, Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Zr-Sn, Ti-Nb-Ta-Sn, Ti-Nb-Ta-Zr [1, 2]. Модуль упругости таких сплавов в зависимости от элементного состава может варьироваться в широком диапазоне от 15 ГПа до 60 ГПа, что сопоставимо с модулем упругости костной ткани (20–30 ГПа) [2]. Введение легирующих элементов (Zr, Ta, Sn и др.) повышает стабильность низкомолекулярной высокотемпературной β -модификации (ОЦК-кристаллическая решетка) титана.

В настоящее время уделяется большое внимание разработке новых биоразлагаемых магниевых сплавов для сердечно-сосудистой, скелетно-мышечной систем и т. д. [3]. Одним из важных преимуществ магниевых имплантатов является резорбируемость в организме,

что исключает необходимость повторных хирургических операций по их удалению, и низкий модуль упругости (30–45 ГПа), сходный со свойствами нативной костной ткани. Магниевые сплавы имеют хорошую биосовместимость, могут обладать противоопухолевой активностью, связанной с его способностью выделять при биодеградации водород, оказывающий цитопатогенное действие на опухолевые клетки. Например, легирование магния редкоземельными металлами, такими как Y, Nd, Gd, Ce и др. приводит к улучшению прочностных характеристик, повышению пластичности и коррозионной стойкости, но при этом не всегда достигается необходимая прочность.

Дополнительное повышение механических свойств в титановых и в магневых сплавах эффективно осуществляется за счет формирования ультрамелкозернистого (УМЗ) или наноструктурированного (НС) состояния, которое получают за счет различных деформационных обработок, включая методы интенсивной пластической деформации (ИПД), как равноканальное угловое прессование, abc-прессование, ротационная ковка, экструзия и т. д. При этом удается значительно повысить конструктивную прочность сплавов без усложнения состава легированием токсичными для организма элементами.

Особую роль при анализе процессов пластической деформации разрабатываемых УМЗ сплавов играет явление локализации деформации, которое определяет процессы разрушения изделий во время эксплуатации. В этом направлении весьма перспективным методом анализа процесса достижения предельного состояния материала является инфракрасная (ИК) термография, позволяющая анализировать изменение температуры во всем диапазоне деформирования образца.

Вышеизложенное определяет актуальность исследований, направленных на решение задач, связанных с повышением уровня механических свойств и достижением низкого модуля упругости медицинских сплавов, на выявление влияния их структурного состояния на механические и теплофизические свойства, на закономерности деформационного поведения.

В работе рассмотрены физические закономерности формирования стабильной объемной УМЗ структуры и физико-механических свойств для «чистого титана», сплавов на основе титана, ниобия и циркония и резорбируемых магневых сплавов методом ИПД и вопросы, связанные с влиянием структурно-фазового состояния на процессы деформации, разрушения, диссипации и накопления энергии в условиях статического и циклического нагружения.

В качестве материала исследования выбирали титан VT1-0 и сплавы следующих составов (мас. %): Zr-1Nb; Ti-45Nb; Ti-42Nb-7Zr и Ti-39,5Nb-5Zr; Ti-39,5Nb-5Zr-2Ta-2Sn; Mg-Y-Nd (WE43); Mg-Zn-Zr-Ce (MA20). УМЗ состояние в сплавах получали комбинированным методом ИПД, который включал свободное abc-прессование или abc-прессование в пресс-форме и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом. Для сплава Mg-Y-Nd применялся метод экструзии.

Показано, что реализация комбинированного метода ИПД, включающим abc-прессование с многоходовой прокаткой, позволяет формировать УМЗ и НС состояние в титане (средний размер структурных элементов – 0,1–0,2 мкм), а в сплавах на основе титана, ниобия и циркония – УМЗ состояние со средним размером структурных элементов, равным 0,2–0,3 мкм. УМЗ структура обеспечивает высокие механические характеристики сплавов при статическом и циклическом нагружении при сохранении исходного модуля упругости. В магневых сплавах комбинированный метод ИПД и экструзия приводили к эффективному измельчению зерна и получению УМЗ структуры со средним размером зерна до 1 мкм. Повышение механических свойств в исследуемых УМЗ сплавах связано с субструктурным и дисперсионным упрочнением, перераспределением фазового состава.

Результаты комплексных сравнительных исследований показали, что УМЗ структура в титане, сплавах на основе титана, ниобия и циркония оказывает значительное влияние на физико-механические и теплофизические свойства, которые в свою очередь влияют на процессы диссипации и накопления энергии в процессе их деформирования. Методом ИК термографии изучена эволюция температурных полей и деформационное поведение титана, сплавов Zr-1Nb, Ti-45Nb и Ti-42Nb-7Zr в крупнокристаллическом и УМЗ состоянии при квазистатическом растяжении. Выявлено, что субструктурное упрочнение при ИПД в УМЗ титане VT1-0 и сплаве Zr-1Nb вызывает снижение теплоемкости и температуропроводности, приводит к изменению деформационного и теплового поведения, особенно на начальной стадии деформирования. Установлено, что дисперсионное упрочнение сплава Ti-45Nb и Mg-Y-Nd частицами вторых фаз снижает влияние УМЗ структуры на теплофизические свойства и закономерности накопления и диссипации энергии при растяжении на начальной стадии деформирования [4].

Рассматриваются задачи, связанные с практическими приложениями разрабатываемых УМЗ титановых и магниевых сплавов в качестве имплантатов.

Авторы доклада признательны своим коллегам из Томска, Новосибирска, Кургана, Екатеринбурга за предоставленные сплавы и участие в исследованиях и в обсуждении. Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

Список литературы

1. M. Niinomi, Y. Liu, M. Nakai et al. Regenerative Biomaterials, **3**, pp. 173–185 (2016). Doi: 10.1093/rb/rbw016.
2. D. Banerjee, J.C. Williams, Acta Biomaterialia, **61(3)**, 844–879 (2013). Doi: 10.1016/j.actamat.2012.10.043.
3. J. Walker, S.hadanbaz, T.B. Woodfield, M.P. Staiger, G.J. Dias, Journal of Biomedical Materials Research - Part B Applied Biomaterials, **102**, pp. 1316–1331 (2014). Doi: 10.1002/jbm.b.33113.
4. Y.P. Sharkeev, E.V. Legostaeva, A.Y. Eroshenko, Russian Physics Journal, (**66**), pp. 618-625 (2023). Doi: 10.1007/s11182-023-02984-3.

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСКЛИНАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

Р.Э. Шевчук¹, С.А. Красницкий^{1,2}, А.М. Смирнов¹, М.Ю. Гуткин^{1,3}

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

³ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

Email: re.shevchuk@gmail.com

Пентагональные частицы ГЦК металлов находят широкое применение в различных областях нанотехнологий благодаря уникальным функциональным свойствам. Свойства таких частиц во многом определяются внутренней структурой: преимущественной огранкой гранями типа {111} и многократным двойникованием [1]. Последнее вызывает в таких частицах остаточные упругие напряжения и деформации, которые могут быть описаны в рамках дисклинационного подхода [2]. Согласно этому подходу пентагональные частицы моделируются упругими телами сферической или цилиндрической формы, содержащими дисклинационный дефект. В частности, пентагональные нанопроволоки (НП) рассматриваются в теоретических расчетах как цилиндрическое тело, на оси которого расположена положительная клиновья дисклинация мощностью $\omega = 2\pi - 5 \arccos(1/3) \approx 0.128$ [3]. К сожалению, такой подход не учитывает влияние реальной огранки частиц на концентрацию напряжений, хотя хорошо известно, что в окрестности ребер остаточные напряжения могут релаксировать за счет зарождения кристаллических дефектов [4]. Влияние огранки частиц может быть учтено с помощью численного моделирования

методом конечных элементов (КЭ), который позволяет описывать напряженное состояние в объектах сложной формы [5].

В данной работе рассматривается КЭ моделирование упругих полей и энергии в НП с учетом их реальной огранки. На рис. 1а,б показаны модели поперечного сечения нанопроволок, подготовленные в одном из коммерческих программных комплексов КЭ расчетов и представляющие собой круг и пятиугольник равной площади. Модели выполнены в плоско-деформированной постановке и содержат радиальный разрез с углом раскрытия ω . Предполагается, что материал НП – линейно-упругий с изотропными механическими характеристиками. Для построения КЭ сетки используются плоские элементы с квадратичной функцией формы. Процедура КЭ решения выполняется в два этапа: 1) введение положительной клиновидной дисклинации за счет сведения берегов разреза; 2) «склеивание» полученной границы. Сведение берегов дефекта выполняется при помощи кинематических граничных условий, процедура «склеивания» – при помощи предзаданных контактных элементов с использованием алгоритма bonded-MPC. Предзаданные контактные элементы деактивируются при выполнении сведения берегов и активируются после него. Проволока кинематически закрепляется для исключения возможности ее движения как твердого тела.

На рис. 1в,г представлено полученное распределение первого главного напряжения σ_1 , построенное для НП круглого и пятиугольного сечения. Видно, что огранка сильно искажает упругие поля внутри НП. В частности, в ограненной НП наибольшее напряжение наблюдается в серединах граней, а наименьшее по модулю напряжение – в вершинах сечения. На рис. 1д показано распределение σ_1 вдоль линий p_1 (для НП круглого сечения) и p_2, p_3 (для НП пятиугольного сечения). На рис. 1е приведены зависимости упругих энергий НП от коэффициента Пуассона ν , полученные численно и аналитически [3]. Аналитическая зависимость совпадает с КЭ решением для НП круглого сечения и отличается на ~1 % от результатов для НП пятиугольного сечения той же площади. По всей видимости, полученное расхождение может быть связано с влиянием огранки на остаточные напряжения в НП.

Таким образом, в работе представлены результаты выполненного в рамках дисклинационного подхода КЭ моделирования остаточных напряжений в НП с учетом огранки и без учета таковой. Упругая энергия НП, определенная КЭ расчетом, хорошо согласуется с результатами аналитических моделей. Кроме этого, показано, что в окрестности вершин пятиугольного сечения НП наблюдаются области с низким значением напряжений.

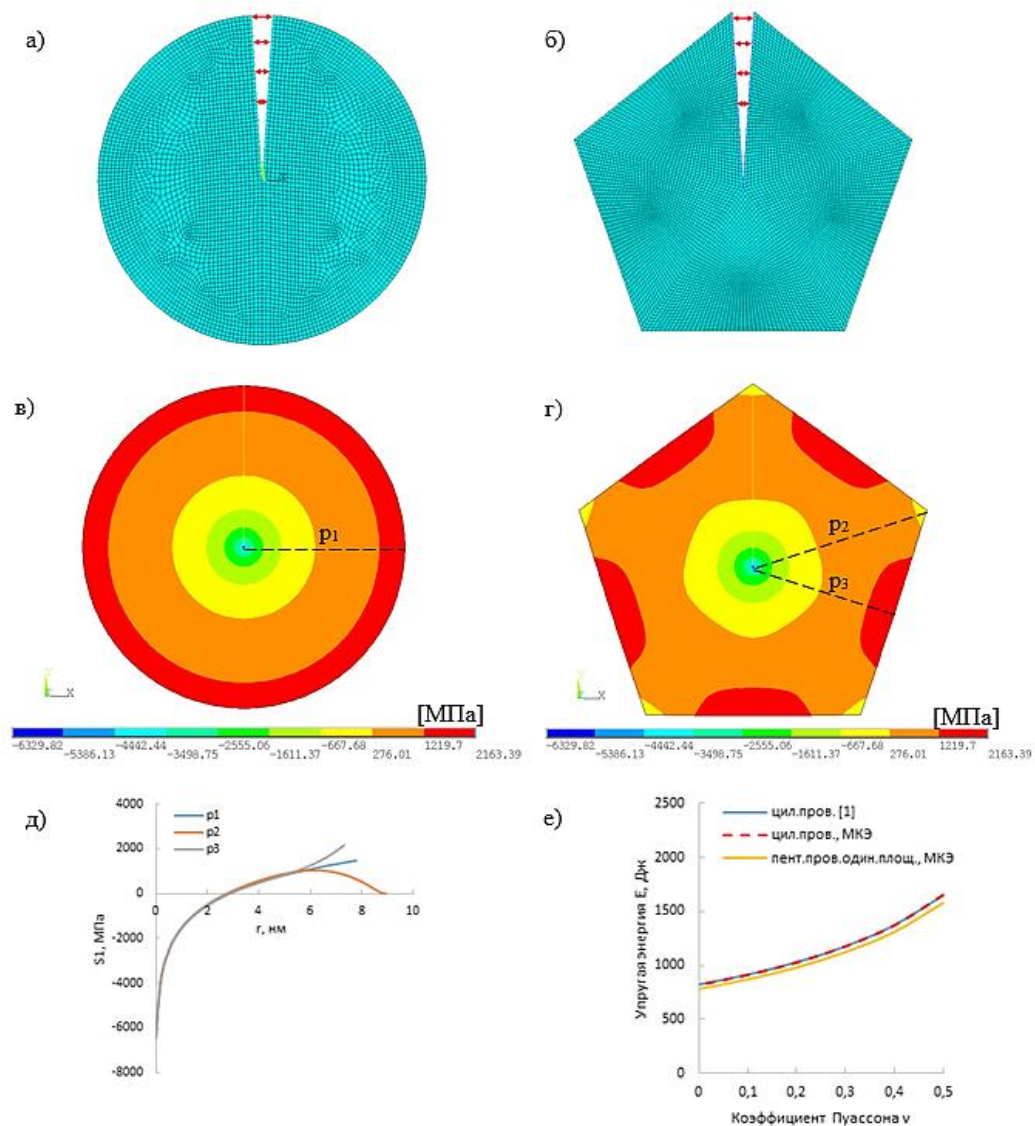


Рисунок 1. а), б) КЭ-модели НП круглого и пятиугольного сечения с радиальными разрезами; в), г) распределение первого главного напряжения σ_1 в НП круглого и пятиугольного сечения; д) зависимость $\sigma_1(r)$ вдоль линий p_1 , p_2 и p_3 в НП при $R = 7.78$ нм, $\nu = 0.42$ и модуле сдвига $G = 41.5$ ГПа; е) зависимость упругой энергии НП от коэффициента Пуассона ν

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-72-10014)

Список литературы

1. L.D. Marks, L Peng, *J. Phys. Condens.* **28**(5), 053001 (2016).
2. A. E. Romanov, A. L. Kolesnikova, *Rev. Adv. Mater. Technol.* **3**(1), pp. 55-95 (2021).
3. R. De Wit, *J. Phys. C: Solid State Phys.* **5**, pp. 529-534 (1972).
4. Y. Ding, X. Sun, Z.L. Wang, S. Sun, *Appl. Phys. Lett.* **100**(11), 111603 (2012).
5. S. Patala, L.D. Marks, M.O. de la Cruz, *J. Phys. Chem. C.* **117**(3), pp. 1485-1494 (2013).

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА НОВЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ НА БАЗЕ СТАЛИ 15ХФ

В.В. Ющук, А.А. Комиссаров, К.А. Коновалова, А.А. Токарь

НИТУ МИСИС

E-mail: slava_yushchuk@mail.ru

На сегодняшний день освоение технологий производства бесшовных труб является актуальной задачей, особенно в условиях формирования технологического суверенитета Российской Федерации в ведущих сферах промышленности. Динамичное развитие нефтегазовой отрасли страны, являющейся потребителем значительного объема продукции, выпускаемой трубными заводами, требует изготовления труб заданных групп прочности и коррозионной стойкости, что гарантирует их эксплуатационную надёжность. Интенсивные разработки в этом направлении, проводимые большинством трубных заводов России связаны, в первую очередь, с поиском оптимальных композиций легирующих элементов и рациональных технологий производства.

Для создания новой импортозамещённой трубной продукции с высокими потребительскими свойствами необходимо оптимизировать и металлургическую, и технологическую концепции. С целью получения бесшовной трубной продукции повышенной коррозионной стойкости необходимо сформировать рациональную композицию легирующих элементов и подобрать оптимальные режимы термической обработки, которые позволят получить максимальный класс прочности. Кроме того, для трубных изделий, работающих в жестких условиях, выдвигаются требования, в том числе, по чистоте металла по вредным примесям, газам, неметаллическим включениям и гомогенности микроструктурного состояния – соблюдение данных требований приведет к повышению качественных показателей и объемов выпускаемой продукции при одновременном сокращении производственных издержек.

Наиболее часто используемым материалом для изготовления бесшовных труб применяется сталь 15ХФ, которая характеризуется повышенными значениями механических и коррозионных свойств при эксплуатации в осложненных условиях. Однако, в отдельных случаях данная сталь характеризуется ускоренным коррозионным разрушением.

В рамках данной работы для металлургического исследования были разработаны и выплавлены инновационные марки сталей на базе 15ХФ в условиях сталеплавильной научно-технической лаборатории НИТУ МИСИС. Инновационные марки сталей характеризуются пониженной концентрацией содержания углерода относительно 15ХФ, а также микролегированием карбидообразующих элементов, включающих хром, ванадий и ниобий.

Для вышеуказанных сталей с целью разработки оптимальных режимов термической обработки было проведено комплексное исследование, включающее в себя металлографический анализ на оптическом и сканирующем электронном микроскопах, определение механических свойств, дилатометрический анализ при различных температурно-временных режимах термообработки для установления природы упрочнения исследуемых сталей.

При применении металлографического анализа посредством оптической и сканирующей электронной микроскопии было установлено, что в процессе аустенизации и последующей закалки при температуре выше A_{c3} для новых сталей происходит

образование продуктов превращения, в основном, реечной морфологии – бейнитно-ферритной микроструктуры. При осуществлении отпуска при температурах 550 - 680 °С осуществляется одновременно несколько процессов – выделение специальных карбидов хрома, ванадия из твердого раствора и их дальнейшая коагуляция с нерастворившимися карбидами ниобия, а также рекристаллизация бейнитного феррита (α -фазы).

Влияние таких же режимов термической обработки на сталь 15ХФ идентично: при проведении закалки выше A_{c3} происходит образование бейнитно-ферритной микроструктуры. При проведении отпуска 550 - 680 °С происходит выделение специальных карбидов хрома и ванадия, их дальнейшая коагуляция и рекристаллизация бейнитного феррита (α -фазы).

После проведения испытаний сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением SSC, одноосного растяжения в среде H_2 при малой скорости деформации SSRT, водородного растрескивания НИС и общей коррозии было установлено, что для разработанных сталей после проведения различных режимов термической обработки, включающей в себя закалку при температуре выше A_{c3} и отпуск при температурах 550 - 680 °С характеризуются повышенными значениями коррозионностойких свойств (SSC, SSRT, НИС, общей коррозии) по сравнению с базовой сталью 15ХФ.

Сравнительный анализ результатов испытаний образцов различной ориентации показал, что металл проката из инновационных сталей характеризуется однородностью свойств после проведения вышеупомянутых режимов термической обработки.

В контексте данной работы были исследованы разработанные экономнолегированные стали для которых определены оптимальные режимы термической обработки, позволяющие получить максимальный класс прочности с повышенными характеристиками коррозионной стойкости. По результатам проведенной работы исследованные в работе новые экономнолегированные марки сталей могут выступать потенциальным материалом, из которого, в дальнейшем, можно будет изготавливать бесшовную трубную продукцию повышенной коррозионной стойкости.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

**В.П. Пилюгин¹, Д.В. Зайцев^{2,3}, Д.И. Мелкозёров¹,
П.Е. Панфилов², А.М. Пацелов¹, К.А. Постовалова¹, Д.А. Сосян¹**

¹ Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН

² Институт естественных наук и математики УрФУ

³ Уральский государственный горный университет

Email: pilyugin@imp.uran.ru

Целью работы являлось изучение механического поведения вплоть до разрушения, измерение механических свойств и последовательность микроструктурных превращений ряда тугоплавких металлов при умеренных и предельно достижимых величинах деформации в различных схемах напряжённого состояния.

Объектами исследования являлись тугоплавкие ОЦК (Nb, Ta, Mo, W) и ГПУ (Re) металлы и сплавы, полученные методами выращивания кристаллов, порошковой металлургии и электронно-лучевой плавки.

В качестве методов обработки образцов применяли методы осадки и сдвиговой деформации под высоким давлением (Бриджмена - НРТ) в широком диапазоне температур (80 – 700 К). Механические свойства тестировали по методикам трехточечного изгиба, измерения микротвёрдости, прочности на срез.

Последовательность структурных превращений металлов от исходного состояния до аттестации структуры при высоких степенях деформации (мегапластическая деформация) изучали с применением комплекса методик. В числе применяемых методов рентгеноструктурная дифрактометрия на отражение и на просвет образцов с применением синхротронного излучения, просвечивающая электронная микроскопия, в том числе высокого разрешения, сканирующая микроскопия и оптическая металлография.

Установлено, что тугоплавкие металлы Vб (Nb, Ta) группы проявляют сравнительно высокую пластичность, особенно при мягких схемах деформирования и их обработка под высоким давлением приводит к образованию нанокристаллических структур с близкими размерами кристаллитов и высокими углами взаимной разориентировки. Уровень деформационного упрочнения по достижению нанокристаллического состояния весьма высокий. Значения отношений конечных и начальных микротвёрдостей составляет 3,5 раза. Образцы цельные, без магистральных трещин в экспериментах на большую криодеформацию под высоким давлением 10 ГПа при 80 К.

Тугоплавкие металлы VIб (Mo, W) проявляют меньшую пластичность. При деформации и криодеформации под высоким давлением в их структуре образуются микротрещины. Бародеформация с нагревом выше точек хладноломкости молибдена и вольфрама позволяет получить нанокристаллическое состояние. Наноструктура является несовершенной по форме и размерам кристаллитов, наличествуют микротрещины. Разрушение образцов изгибом происходит хрупко. Относительное деформационное упрочнение ниже максимального отношения 3,5, присущего совершенной наноструктуре.

Тугоплавкий ГПУ металл Re по мере деформационной фрагментации структуры показал высокое деформационное упрочнение от исходных 7 ГПа до 25-30 ГПа, с сохранением целостности образцов.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России («Давление»), номер госрегистрации 122021000032-5).

НЕРАВНОВЕСНЫЕ СПЛАВЫ Au И Co, ПОЛУЧЕННЫЕ БОЛЬШИМИ ПЛАСТИЧЕСКИМИ ДЕФОРМАЦИЯМИ

**Т.П. Толмачев¹, В.П. Пилюгин^{1,2}, А.М. Пацелов¹, Е.А. Толмачева^{1,3}, Д.А. Шишкин^{1,2},
А.Э. Свирид¹, К.А. Постовалова¹, Д.А. Сосян¹, Д.И. Мелкозеров¹, А.В. Плотников¹,
Р.В. Чурбаев¹**

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, 620108, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

² Уральский федеральный университет, 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, д. 19

³ Уральский государственный горный университет, 620144, г. Екатеринбург, ул. Куйбышева, д.30

Email: tolmachev@imp.uran.ru

Получен сплав золото-кобальт методом кручения под давлением на наковальнях Бриджмена. Компоненты рассматриваемой системы при комнатной температуре обладают почти нулевой равновесной растворимостью [1] и положительной энтальпией смешения [2]. Условия обработки по температуре представляли собой два режима: в жидком азоте и при комнатной температуре; давление составляло около 4 ГПа, число полных оборотов наковальни составляло по 1, 10 и 30 оборотов для каждого температурного диапазона. Соотношение компонентов в исходном состоянии эквимолярное. Угловая скорость движения наковальни составляла 0,3 оборота в минуту. Наковальни Бриджмена выполнены из стали, с плоскими рабочими площадками диаметром около 10 мм. Рассматриваемая

система принадлежит к классу биметаллических систем «компонент медной подгруппы с ГЦК-решеткой — ферромагнитный металл».

Образцы сплавов, полученных деформацией, исследовали методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей электронной микроскопии, вибрационной магнитометрии. По данным рентгеновского дифракционного анализа в геометрии на отражение сплава, полученного деформацией в жидком азоте на 30 оборотов наковальни, был сформирован ГЦК-твердый раствор на основе Au, содержащий в себе значительное количество деформационных дефектов. Оценка параметра решетки дает значение, соответствующее твердому раствору Co в матрице Au около 25 ат. %, что несколько выше максимальной растворимости в равновесном состоянии, значение которой достигается при температуре 996,5 °С [1].

Компоненты сплавов получены и обрабатывались в ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург. Работа выполнена частично с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление», № 122021000032-5).

Список литературы

1. H. Okamoto, T.B. Massalski, M. Hasebe, T. Nishizawa, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams* **6**, pp. 449-454 (1985)
2. A.R. Miedema, P.F. de Chatel, F.R. de Boer, *Physica B + C* **100**, pp. 1-28 (1980)

ДИФФУЗИОННЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Б.Б. Страумал¹, А.С. Горнакова¹, А.А. Мазилкин¹, А. Корнева², П. Земба²

¹ Институт физики твердого тела им. Осипьяна РАН, Черноголовка, РФ

² Институт металлургии и материаловедения им. Крупковского ПАН, Краков, ПР

E-mail: straumal@issp.ac.ru

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) не только приводит к сильному измельчению зерна и упрочнению материала, но также может вызывать диффузионные, а также бездиффузионные (мартенситные) фазовые превращения. Изучено влияние кручения под высоким давлением (КВД) на диффузионные и смещающие фазовые превращения в различных бинарных сплавах титана с β -стабилизаторами (Fe, Co, Ni, Mo, Nb, Ta). Перед КВД образцы подвергались отжигу и содержали (i) чистую β -фазу, (ii) смесь $\alpha+\beta$ с различным содержанием фаз, (iii) α' или α'' мартенситы, (iv) смесь α -Ti и соответствующей интерметаллидной фазы. Микроструктуру сплавов титана до и после КВД изучали методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (в том числе высокого разрешения), рентгеновской дифракции (в том числе высокотемпературной *in situ*), дифференциальной сканирующей калориметрии, атомно-зондовой томографии, синхротронного облучения.

В процессе КВД образуется α' -мартенсит, а также ω -фаза высокого давления. Фазовые переходы, вызванные КВД, могут быть мартенситными (т.е. без или почти без массопереноса) или диффузионными (т.е. с массопереносом). В случае мартенситных фазовых переходов β -в- ω или α -в- ω наблюдались определенные ориентационные соотношения между фазами β и ω или α и ω . Обсуждаются диффузионные и бездиффузионные механизмы этих превращений. Термическая стабильность ω -фазы, полученной методом КВД, исследована методом *in-situ* дифракции рентгеновских лучей при высоких температурах. ω -фаза в титановых сплавах, обработанных КВД с β -стабилизаторами, может сохраняться в образцах до 500–600°C. Таким образом, ее термическая устойчивость значительно выше, чем у чистого титана (~150°C). Таким образом, фазовые переходы, обусловленные КВД, открывают новый путь регулирования размера зерен и фазового состава сплавов на основе титана. В свою очередь, это дает в руки инженеров новый инструмент для улучшения технологически важных свойств титановых сплавов. Это особенно важно для медицинских применений, например, для изготовления протезов.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ $M_{23}C_6$ В МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА ПРИ 700 °С

С.А. Аккузин¹, И.Ю. Литовченко¹, Н.А. Полехина¹, К.В. Спиридонова¹,
Е.Н. Москвичев¹, А.В. Ким^{1,2}, В.В. Осипова^{1,2}, В.М. Чернов³

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

² Томский государственный университет, Томск, Россия

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

E-mail: s.akkuzin@ispms.ru

В последнее время ведется исследование по созданию и совершенствованию новых малоактивируемых хромомарганцевых аустенитных сталей [1–3]. Такие стали могут стать заменой высокоактивируемым хромоникелевым аустенитным сталям, используемым в реакторах на быстрых нейтронах БН-600 и БН-800 в качестве оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов). Основным преимуществом новых хромомарганцевых аустенитных сталей является то, что они состоят исключительно из малоактивируемых элементов, таких как Fe, Mn, Cr, W, Si, Ta, Ti, V, Zr и C. При этом исключается или минимизируется содержание высокоактивируемых элементов, таких как Ni, Cu, N до 0,1 вес. %, а Nb, Mo, Co, Al до 0,01 вес. %. Согласно проведенным расчетам [4], наведенный уровень радиоактивности в малоактивируемых материалах спадает до уровня, допускающего безопасное обращение за 50 – 100 лет. Для определения возможности использования хромомарганцевых аустенитных сталей в качестве реакторного конструкционного материала, необходимы всесторонние дореакторные испытания, а также исследования влияния выдержки при высоких температурах на стабильность микроструктуры и механические свойства.

В настоящей работе представлены результаты исследований структурно-фазовых состояний и механических свойств малоактивируемой хромомарганцевой аустенитной стали Fe–26Mn–11Cr–W–Si–Ta–Ti–V–Zr–0,32C после высокотемпературного отжига при 700 °С длительностью 100 часов. Исследования проводили на закаленном (1100 °С, 1 час) и холоднодеформированном (прокатка до 20 %) состояниях, которые ранее были подробно представлены в [3]. Температура отжига выбрана близкой к предполагаемой предельной температуре (650–700 °С) эксплуатации стали в реакторах нового поколения.

Согласно данным рентгеноструктурного фазового анализа после отжига закаленного состояния в стали наблюдается только аустенит. После холодной деформации и отжига кроме аустенита обнаружено некоторое количество ϵ -мартенсита. Наличие грубо- и мелкодисперсных карбидов MC (M = Ti, Ta, Zr, V, W) и $M_{23}C_6$ (M = Cr, Mn, Fe) после отжига в обоих состояниях стали указанным методом не обнаружено ввиду их малого содержания (менее 5 %). Ранее такие карбиды были обнаружены методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии в обоих структурных состояниях стали до отжига [3].

Электронно-микроскопические исследования показали, что в процессе отжига происходит интенсивное формирование новых и рост ранее выделившихся карбидов $M_{23}C_6$ преимущественно на высокоугловых границах. В закаленном состоянии стали в процессе отжига на границах многих аустенитных зерен обнаружены частицы $M_{23}C_6$ от 50 до 500 нм в длину. За счет длительной продолжительности отжига частицы начинают расти и коагулируют друг с другом, образуя вдоль границы сплошной слой шириной от 50 до 300 нм. Кроме того, внутри зерен вблизи крупных (размеры в несколько мкм) частиц $M_{23}C_6$ были обнаружены скопления более мелких (до 100 нм) частиц $M_{23}C_6$ кубической и ромбической формы. Вероятно, высокие локальные внутренние напряжения в окрестности крупных частиц $M_{23}C_6$ служат благоприятными условиями для формирования новых частиц в условиях высоких температур. Также обнаружено формирование ромбических частиц $M_{23}C_6$ на сферических частицах MC размерами менее 100 нм. В этом случае карбиды $M_{23}C_6$ представляют собой оболочки составных частиц с ядром из карбидов MC. Толщина оболочки составляет 20 – 40 нм.

В холоднодеформированном состоянии стали в процессе последующего отжига микродвойниковая структура стали остается стабильной. Внутри микродвойниковых пакетов происходит выделение карбидов $M_{23}C_6$ пластинчатой формы. Поперечные размеры таких частиц ограничены шириной микродвойниковых пластин, что соответствует около 50 нм. При этом в длину такие частицы могут быть от 20 до 300 нм. Также в микроструктуре стали были обнаружены отдельные пластины ϵ -мартенсита.

Механические испытания на одноосное растяжение показали, что после закалки и последующего отжига происходит повышение прочностных свойств и снижение пластических свойств (таблица). При повышенной температуре растяжения такое поведение свойств стали сохраняется. В состоянии стали после холодной пластической деформации и отжига наблюдается снижение как прочностных, так и пластических свойств. Изменение прочностных и пластических свойств стали в условиях отжига обусловлено процессами возврата и выделения дисперсных частиц $M_{23}C_6$.

Таблица – Механические свойства малоактивируемой хромомарганцевой стали

Состояние стали	Температура растяжения, °С	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
Закаленное при 1100 °С, 1 ч	20	294 ± 3	719 ± 19	78,4 ± 0,2
	650	151 ± 2	413 ± 5	47,5 ± 3,3
Закаленное + отжиг при 700 °С, 100 ч	20	348 ± 13	712 ± 20	44,6 ± 3,1
	650	215 ± 3	383 ± 2	32,4 ± 1,1
Холоднодеформированное (ХД)	20	705 ± 3	959 ± 19	26,9 ± 5,3
	650	509 ± 15	571 ± 16	13,2 ± 0,2
ХД + отжиг при 700 °С, 100 ч	20	552 ± 12	858 ± 31	15,5 ± 0,3
	650	386 ± 20	459 ± 5	15,1 ± 1

Таким образом, в процессе отжига при 700 °С длительностью 100 часов микроструктура малоактивируемой аустенитной стали Fe–26Mn–11Cr–W–Si–Ta–Ti–V–Zr–0,32C остается достаточно стабильной. Основные изменения в микроструктуре стали связаны с выделением новых дисперсных частиц $M_{23}C_6$ и увеличением их размеров. Это определяет сохранение механических свойств на достаточно высоком уровне.

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

Список литературы

1. I.Yu. Litovchenko, S.A. Akkuzin, N.A. Polekhina, K.V. Almaeva, E.N. Moskvichev, A.V. Kim, V.V. Linnik, V.M. Chernov, *Letters on materials* **12(4s)**, pp. 399–403 (2022).
2. I. Litovchenko, S. Akkuzin, N. Polekhina, K. Almaeva, E. Moskvichev, V. Linnik, A. Kim, V. Chernov, *Metals* **12(12)**, 2106 (2022).
3. I. Litovchenko, S. Akkuzin, N. Polekhina, K. Spiridonova, E. Moskvichev, V. Osipova, A. Kim, V. Chernov, A. Kuznetsov, *Metals* **13(12)**, 2015 (2023).
4. А.И. Блохин, В.М. Чернов, *ВАНТ. Серия Термоядерный синтез* **43(3)**, сс. 11–23 (2020).

ОСОБЕННОСТИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ $CoCrFeMnNi$, $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{19}C_1$ и $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{17}C_3$

Е.Г. Астафурова, С.В. Астафуров, Е.В. Мельников, Е.А. Загибалова, А.В. Лучин

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Email: elena.g.astafurova@ispms.ru

С использованием методов рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии были установлены особенности фазового состава и микроструктура многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов $CoCrFeMnNi$ (сплав Кантора), $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{19}C_1$ и $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{17}C_3$, подвергнутых термомеханическим обработкам, и показана возможность реализации в них сверхпластической деформации. Материалы были получены индукционной плавкой, а затем подвергнуты термомеханическим обработкам для формирования мелкозернистой (МЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры. В сплавах $CoCrFeMnNi$ и

$\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{19}\text{C}_1$ из слитков вырезали заготовки, которые подвергали двухчасовому гомогенизирующему отжигу при температуре 1200°C с последующей холодной прокаткой при комнатной температуре с обжатием 80%. Прокатанные заготовки подвергались дополнительным рекристаллизационным отжигам при температурах 700, 900, 950 и 1000°C (1ч) с закалкой в воду. Для формирования УМЗ/МЗ структуры в сплаве $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$ использовали следующие обработки: пятичасовой отжиг при 1200°C с последующей прокаткой (80%) с одним промежуточным отжигом (1200°C); десять последовательных циклов нагрева до 1200°C и закалки в воду с последующей прокаткой при комнатной температуре (80%); десять тридцатиминутных отжигов при температуре 1200°C с промежуточной закалкой в воду (суммарная длительность выдержки составляла 5 часов) и последующей прокаткой при комнатной температуре (80%). Механические испытания на одноосное статическое растяжение проводили на воздухе. Особенности высокотемпературной деформации полученных сплавов исследовали в интервале температур $600\text{--}1000^\circ\text{C}$ со скоростями деформации от 0,01 до $0,0001$ 1/с.

При формировании УМЗ структуры (прокатка, размер элементов зеренно-субзеренной структуры – 200 нм) в сплаве CoCrFeMnNi на зависимостях удлинения от температуры появляется максимум при $T=800^\circ\text{C}$, а коэффициент m , характеризующий скоростную чувствительность напряжения течения, повышается до величин, характерных для сверхпластической деформации ($m>0,3$). Для этой температуры максимальные величины удлинения образцов достигают 100% (5×10^{-4} 1/с). Образцы испытывают равномерную деформацию без образования шейки, но величины удлинения не достигают 300% (один из критериев сверхпластичности). Установлено, что признаки сверхпластического течения наблюдаются в однофазных образцах сплава Кантора с УМЗ зеренно-субзеренной структурой при температуре 800°C и скоростях деформации 5×10^{-4} – 1×10^{-3} 1/с. Формирование гетерофазных состояний в сплаве Кантора (выделение сигма-фазы при старении при $T=900^\circ\text{C}$) не позволило улучшить высокотемпературные свойства сплава, из-за образования вторичных фаз у границ зерен происходит преждевременное разрушение образцов при деформации.

Для УМЗ-сплава $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{19}\text{C}_1$ величины удлинения выше (210% при $T=1000^\circ\text{C}$, 5×10^{-4} 1/с, $m=0,3$), чем в прокатанных образцах сплава Кантора, но все же ниже величин, характерных для материалов, в которых проявляется эффект сверхпластичности. После отжигов при температурах 700, 900, 950 и 1000°C в углеродистом сплаве $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{19}\text{C}_1$ формируется структура со средним размером зерна 1,0, 0,4, 0,5 и 1,5 мкм, соответственно. Независимо от температуры термообработки карбидная фаза в сплаве представлена частицами карбидов M_{23}C_6 и M_7C_3 в теле и по границам зерен: мелкими (до 100 нм) и крупными со средним размером до 0,5 мкм. Характерные признаки сверхпластического течения ($\delta>300\%$, $m>0,3$) наблюдали только у образцов, подвергнутых часовому отжигу при 900°C ($d=0,41$ мкм). Для таких образцов показано, что при высоких температурах испытания деформация сопровождается снижением напряжения течения, а сами образцы (за исключением температуры испытаний 600°C) деформируются равномерно без образования шейки. Увеличение температуры растяжения приводит к монотонному снижению предела текучести образцов (при $T=900^\circ\text{C}$ $\sigma_{0.2} = 20\text{--}50$ МПа при начальных скоростях деформации $\dot{\epsilon}=2\times 10^{-4}$ – 2×10^{-3} 1/с), и в интервале температур $850\text{--}900^\circ\text{C}$ величина удлинения до разрыва составляет 310–330% ($m=0,38\text{--}0,43$). Увеличение скорости деформации до $\dot{\epsilon}=1\times 10^{-2}$ 1/с не влияет на вид кривых течения, при этом приводит к увеличению предела текучести образцов сплава, а удлинение снижается, но, по-прежнему, остается высоким: 190–270% в интервале $800\text{--}1000^\circ\text{C}$. Карбиды в зернах и на границах зерен препятствуют рекристаллизационным процессам при высокотемпературной деформации и обеспечивают высокое однородное удлинение УМЗ гетерофазных образцов $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{19}\text{C}_1$. Они же препятствуют реализации основного механизма

сверхпластичности – зернограничного проскальзывания, поэтому установленные величины удлинения относительно не высокие.

Для всех образцов сплава $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$ величина удлинения до разрыва не превышает 230% (при скорости деформации $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур механических испытаний 800-1000°C), что не позволяет говорить о реализации сверхпластического течения в этом сплаве при высокотемпературной деформации. При этом наибольшее удлинение (230%) получено при температуре растяжения 1000°C. В сплаве во всех случаях формируется двухфазная УМЗ структура со средним размером зерна аустенитной фазы 0,4–0,8 мкм и крупными частицами карбидов типа Me_{23}C_6 неправильной формы. Размер частиц карбидов может достигать нескольких микрометров. Такие крупные частицы препятствуют пластическому деформированию образцов, снижая тем самым его пластичность. То есть, используемые режимы термомеханических обработок позволили сформировать УМЗ структуру в сплаве $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{17}\text{C}_3$. Однако полученный сплав содержит большую долю крупных частиц карбидной фазы, которые не позволяют реализовать деформацию в режиме сверхпластического течения.

Таким образом, в работе экспериментально показано, что с использованием термомеханических обработок, включающих гомогенизирующие отжиги, холодную прокатку и рекристаллизационные отжиги в интервале температур 700-1000°C, в сплаве $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{19}\text{C}_1$ удастся сформировать ультрамелкозернистые гетерофазные состояния с размером зерна 0,4 мкм и дисперсными карбидами хрома. Такой гетерофазный сплав $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{19}\text{C}_1$ деформируется в режиме сверхпластического течения при температурах 850-900°C: величина удлинения составляет 310-330%, а коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения – $m=0,38-0,43$.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00261, <https://rscf.ru/project/20-19-00261/>. Результаты получены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ТЕРМОСТОЙКОГО ПРОВОДНИКОВОГО СПЛАВА Al–4%Cu–3%Mn

Н.А. Белов, С.О. Черкасов

НИТУ МИСИС, кафедра обработки металлов давлением, 119049, Москва

Email: nikolay-belov@yandex.ru

В последние годы отмечается повышенный интерес к термостойким проводниковым сплавам на основе алюминия [1]. Их создание представляет собой непростую задачу, поскольку требует достижения заданного комплекса трудно сочетаемых свойств (электрической проводимости, прочности, стойкости к нагревам, а также высокой технологичности). Одной из перспективных систем для создания таких сплавов является система Al–Cu–Mn [2], что обусловлено формированием наноразмерных дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, за счет которых возрастают прочностные свойства и термостойкость. Для получения максимального количества таких дисперсоидов требуется высокая скорость охлаждения в процессе кристаллизации. Это может быть достигнуто за счет технологии литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК), разработанной в ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики» [3]. В данной работе изучена эволюция структуры сплава Al4Cu3Mn (масс.%), полученного методом ЭМК, в процессе деформационно-термической обработки (ДТО) и ее связь с удельным электросопротивлением (УЭС) и термостойкостью.

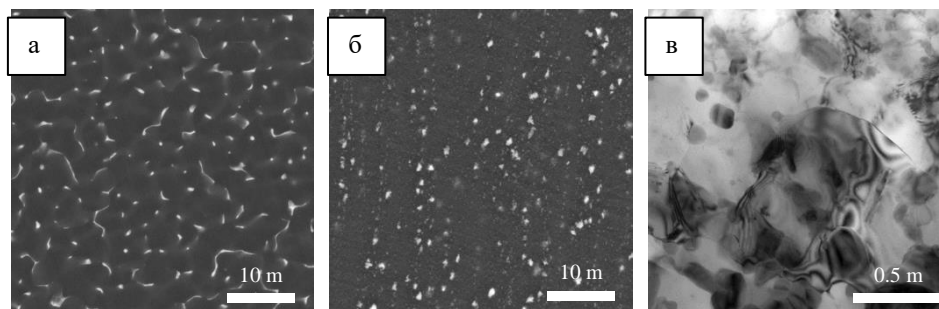


Рисунок 1. Структура литой заготовки (а,) и холоднокатаной ленты (б,в), а,б) СЭМ, в) ПЭМ

Объектом исследования были заготовки сплава $Al_{14}Cu_3Mn$, вырезанные из длинномерного прутка диаметром 12 мм, полученного методом ЭМК. Установлено, что в процессе кристаллизации образование Mn-содержащих фаз подавляется и марганец полностью растворяется в алюминиевом твердом растворе (далее (Al)). При этом даже сверхбыстрое охлаждение (более $1000\text{ }^{\circ}C/c$), реализуемое в методе ЭМК, не позволяет избежать формирования эвтектических включений фазы Al_2Cu (рис.1а), количество которых в литой структуре составляет около 2.5 об.%. В процессе ДТО часть эвтектических включений фазы Al_2Cu растворилась в (Al), а оставшиеся включения раздробились и приобрели глобулярную форму (рис.1б). Кроме того, произошло формирование дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ размером 50-100 нм (рис.1в).

Формирование дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в процессе отжига сопровождается снижением концентрации марганца в (Al) и, как следствие, снижением УЭС (рис.2а). В исходном состоянии, когда все количество марганца находится в (Al), значение УЭС очень велико: 131,3 мкОм·мм (т.е. почти в 5 раз больше, чем у чистого алюминия!). Соответствующие значения у лент в исходном состоянии существенно ниже (56,1 и 39,8 мкОм·мм), поскольку в процессе их получения они были подвергнуты промежуточным отжигам (при 350 и $425\text{ }^{\circ}C$ соответственно). Твердость лент одинакова и примерно на 30 HV выше, чем у литой заготовки (120 против 90 HV), т.е. степень нагартовки лент можно считать одинаковой. Однако влияние температуры на твердость различается: лента, подвергнутая промежуточным отжигам при $425\text{ }^{\circ}C$ разупрочняется быстрее, чем лента, подвергнутая отжигам при $350\text{ }^{\circ}C$ (рис.2б). Это можно объяснить тем, что при более высокой температуре образуются более крупные дисперсоиды $Al_{20}Cu_2Mn_3$, вследствие чего их антирекристаллизационный эффект снижается [2].

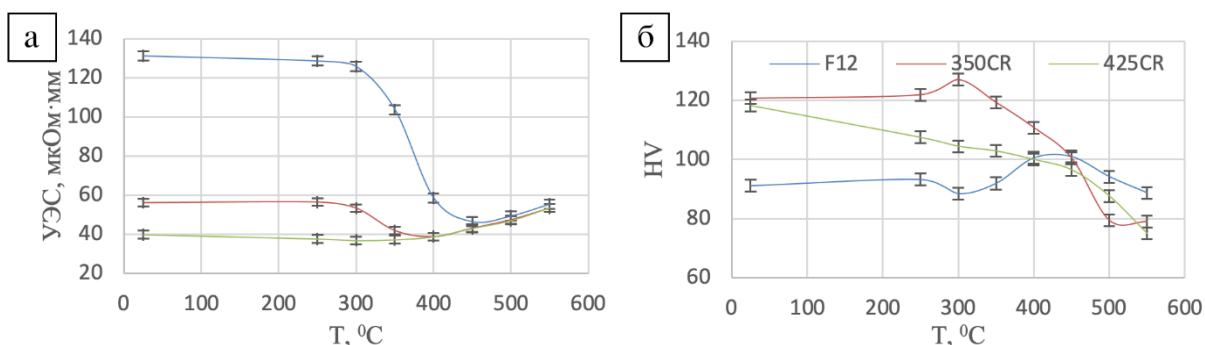


Рисунок 2. Влияние температуры отжига на удельное электросопротивление (а) и твердость (б) литой заготовки и холоднокатаных полос

Благодаря повышенному содержанию Mn в экспериментальном сплаве наблюдается заметное увеличение количества дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (~11 об.%) по сравнению со

сплавами 2xxx серии, получаемыми по традиционной технологии, и, как следствие, существенно более высокая термостойкость.

Исследования проведены за счет гранта РФФИ № 20-19-00249

Список литературы

1. R.Z. Valiev, M.Yu. Murashkin, I.A. Sabirov, Scripta Mater 2014, 76, p. 13–16.
2. N.A. Belov, N.O. Korotkova, T.K. Akopyan, and K.A. Tsydenov, Metals 2019, 9,1246.
3. А.А. Авдулов, Г.П.Усынина, Н.В. Сергеев, И.С. Гудков, Цветные металлы 2017, с.73-77.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКУЮ ПРОВОДИМОСТЬ И ТВЕРДОСТЬ МЕДНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Zr

Э.И. Чистюхина, М.С. Ткачев, С.С. Малофеев, А.И. Бодякова

ФГАОУ ВО НИУ «БелГУ», Белгород

Email: bodyakova-ai@yandex.ru

Высокая теплопроводность меди и её сплавов обуславливает их применение в охлаждающих системах и коллекторах электрических двигателей, работающих в условиях трения. Интенсивное воздействие других материалов способствует изнашиванию и разрушению поверхностного слоя медных изделий. В связи с этим имеет смысл оптимизировать расходы за счет модификации не всего объема материала, а только его поверхностного слоя для обеспечения высокой стойкости к внешним воздействиям. Применение обработки трением с перемешиванием (ОТП) позволяет повысить поверхностную твердость меди и ее сплавов благодаря существенному измельчению зеренной структуры. Схема и параметры ОТП оказывают влияние на структуру и физико-механические свойства термоупрочняемых медных сплавов.

В качестве материала исследования был выбран низколегированный медный сплав Cu-0,3%Cr-0,5%Zr (масс. %). Сплав был обработан на пересыщенный твердый раствор при температуре 920 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением в воде. Из заготовок вырезали пластины толщиной 3 мм. Далее осуществлялась ОТП на установке AccuStir 1004 фирмы General Tool Company с инструментом для обработки из карбида вольфрама длиной 2,5 мм и диаметром плечиков 14,5 мм при скорости движения пина 375 мм/мин и скорости его вращения 800 об./мин. Угол наклона инструмента к нормали составлял 2,5°. Дополнительная операция старения длительностью 1 ч проводилась при температуре 450 °С. Твердость образцов оценивалась методом Виккерса с нагрузкой 100 г со временем выдержки 10 с на твердомере Wolpert 402MVD в поперечном сечении пластин. Электрическая проводимость измерялась вихретоковым методом с использованием установки Константа К-6 на поверхности пластины со стороны обработки.

На рисунке 1 представлены электрическая проводимость и твердость низколегированного сплава Cu-Cr-Zr после закалки и ОТП и после закалки, ОТП и старения.

Повышение электрической проводимости в образце после закалки и ОТП наблюдается в зоне термомеханического воздействия, после закалки, ОТП и старения — в зоне термического влияния. Значения электрической проводимости после закалки, ОТП и старения выше таковых после закалки и ОТП. Максимальная величина электрической проводимости составила 74 % IACS после закалки, ОТП и старения. Максимальная твердость после закалки и ОТП достигает 155 HV в зоне термомеханического воздействия, при этом твердость в зоне перемешивания снижается до 130 HV. Проведение дополнительного старения после ОТП приводит к повышению наблюдаемой в зоне

перемешивания максимальной твердости до 161 HV, минимальное значение в данной области составляет 137 HV.

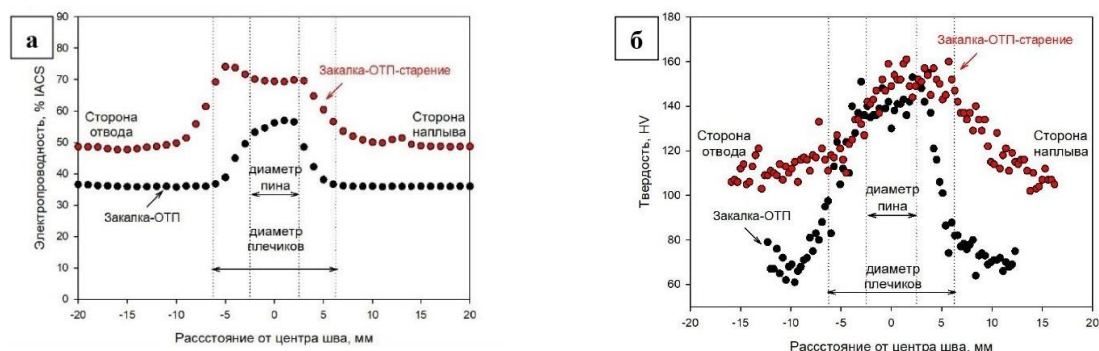


Рисунок 1. Электрическая проводимость сплава Cu-Cr-Zr после закалки и ОТП, закалки и ОТП со старением (а); твердость сплава после закалки и ОТП, закалки и ОТП со старением (б).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00628, <https://rscf.ru/project/24-29-00628/> с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ДЕФОРМИРУЕМЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК79 И ЭП975

Р.Р. Габбасов^{1,3}, Э.В. Галиева¹, Е.Ю. Классман¹, В.А. Валитов^{1,2}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

³Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия

Email: awesome.radim@yandex.ru

В области авиационного двигателестроения одним из приоритетов является разработка и внедрение технологий, обеспечивающих повышение эксплуатационных характеристик газотурбинного двигателя. Для увеличения эффективности двигателя, а также снижения его веса перспективным является использование сварных соединений. Так, одним из более перспективных способов получения твердофазных соединений (ТФС) является сварка давлением (СД) в условиях сверхпластичности [1-3]. Целью данной работы является исследование влияния температуры СД на изменение микроструктуры в зоне ТФС из разноименных никелевых сплавов ЭП975 и ЭК79.

Материалами для исследований были выбраны деформируемые жаропрочные никелевые сплавы ЭП975 и ЭК79. В исходном состоянии оба сплава представляют собой структуру типа микродулекс, состоящую из зерен матричной γ -фазы, по границам и в тройных стыках которых распределены некогерентные частицы γ' -фазы. Процесс сварки давлением проводился при температурах 1000°C, 1050°C и 1100°C. Термическая обработка включала в себя закалку с температуры 1130°C и двухступенчатое старение при температурах 850°C и 780°C.

По результатам микроструктурных исследований установлено, что после сварки при различных температурах как в свариваемых сплавах ЭК79 и ЭП975, так и в зоне ТФС сохраняется равноосная форма зерен. В структуре в зоне ТФС выявляется линия, являющаяся границей раздела двух сплавов, которая имеет криволинейный вид, что может свидетельствовать о локализации деформации в зоне соединения. Термическая обработка

приводит к тому, что структура сплава ЭК79 трансформируется в крупнозернистую, а в сплаве ЭП975 наблюдается лишь незначительное увеличение размера зерен матричной γ -фазы.

Прочность сварных соединений оценивалась по результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре. Было установлено, что прочность сварных образцов после сварки составляет 0,81-0,82 от прочности сплава ЭК79, а после термической обработки увеличивается до 0,96 от прочности сплава ЭК79.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 22-79-00271.

Список литературы

1. A. A. Drozdov, K. B. Povarova, V. A. Valitov, E. V. Galieva, E. G. Arginbaeva, O. A. Bazyleva, M. A. Bulakhtina, A. N. Raevskikh, Russian Metallurgy (Metally), **2020**, С. 752-759 (2020).
2. Лутфуллин Р. Я., Письма о материалах, **Т. 1, №. 1**, С. 59-64 (2011).
3. E. V. Galieva, K. B. Povarova, A. A. Drozdov, V. A. Valitov, Russian Metallurgy (Metally), **Т. 2018**, С. 1067-1073 (2018).

ВЛИЯНИЕ Cr НА МИКРОСТРУКТУРУ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-3,5Zn-3,5Mg-3,5Cu-Y

Л.Е. Горлов, М.В. Главатских, М.Г. Хомутов, А.В. Поздняков

НИТУ МИСИС

Email: gorlov.l@misis.ru

Алюминиевые сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu относятся к группе высокопрочных деформируемых. Эти сплавы обладают высокой прочностью при комнатной температуре ввиду особенностей их состава ($Zn/Mg > 1$), однако технологичность при литье, коррозионная стойкость и жаропрочность их невелики [1-3]. Для повышения технологичности при литье и жаропрочности следует легировать эвтектикообразующими элементами и редкоземельными металлами, в особенности цирконием. Такое же, но комплексное воздействие на фазовый состав и микроструктуру оказывает легирование иттрием, который при кристаллизации входит в состав алюминиевого твердого раствора и образует дисперсную эвтектику.

Исследуемый сплав Al-3,5Zn-3,5Mg-3,5Cu-1,6Y-0,2Zr-0,2Cr ($Al_{3,5}Zn_{3,5}Mg_{3,5}CuYCr$) получен методом индукционной плавки из алюминия марки А99 и лигатур Al-9,3Y, Al-10Cr и Al-5Zr при температуре 750°C, разлиты в стальную изложницу.

На рисунке 1 и 2 представлены микроструктура и карты распределения элементов в литом и гомогенизированном состояниях соответственно. Микроструктура в литом состоянии представляет собой дисперсную эвтектику, а также первичные кристаллы, содержащие в основном Al, Y, Cr, Ti и Cu, Zn, и Mg.

После гомогенизационного отжига неравновесный избыток фаз S, T, Mg_2Si растворяется и происходит фрагментация и сфероидизация равновесных интерметаллидов.

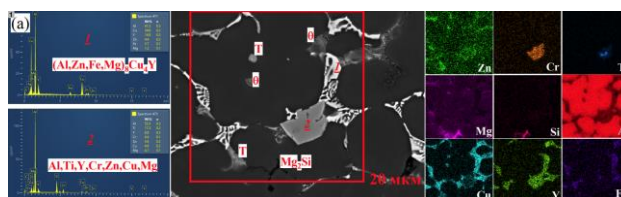


Рисунок 1. Микроструктура сплава $Al_{3,5}Zn_{3,5}Mg_{3,5}CuYCr$ в литом состоянии.

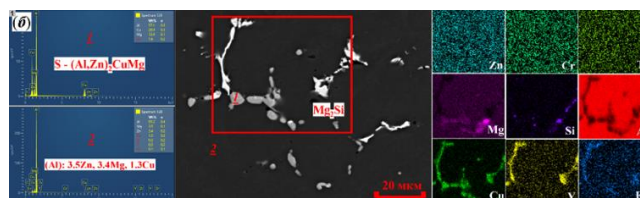


Рисунок 2. Микроструктура сплава Al_{3,5}Zn_{3,5}Mg_{3,5}CuYCr в гомогенизированном состоянии.

На рисунке 3 (а,б) представлены результаты изменения твердости при температурах 150 и 210°C в сравнении со сплавами без хрома и с содержанием Zn, Mg, Cu по 4 процента. Так же как и в сплаве без хрома можно выделить несколько пиков твердости. Процесс распада пересыщенного твердого раствора с упрочнением фазой Т обычно происходит в несколько этапов: (Al) → ЗГП → Т'' → Т' → Т. В данном случае каждый пик можно связать с образованием ЗГП и метастабильных модификаций Т'' и Т'.

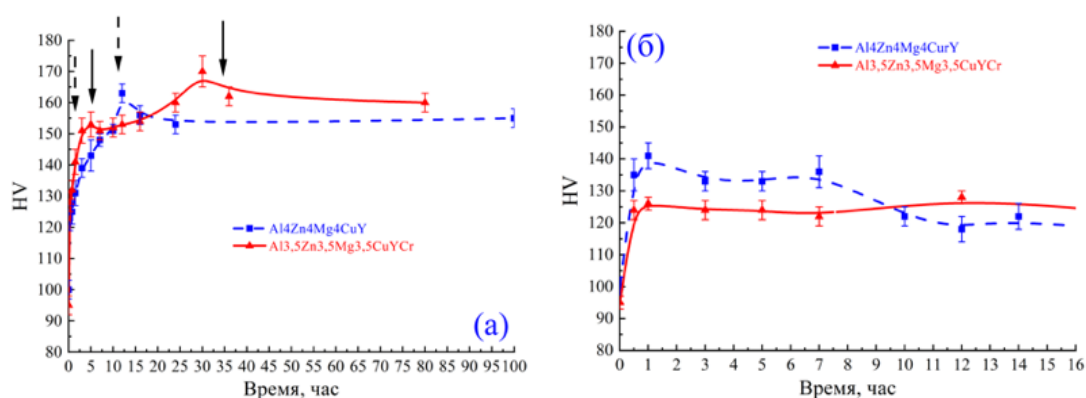


Рисунок 3. Результаты изменения твердости при разных температурах (а-150°C, б-210°C)

На рисунке 4 представлены результаты испытаний на электрохимическую коррозию при разных термообработках. С использованием аппроксимации Тафеля определен ток коррозии, который оказался наименьшим после двуступенчатой термообработки 150°C 30ч + 210°C 1ч. Чем меньше ток коррозии, тем выше коррозионная стойкость сплава.

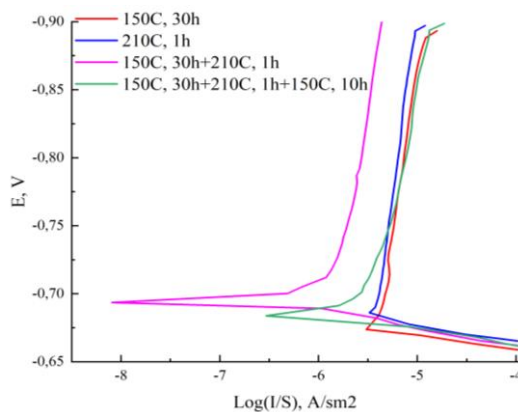


Рисунок 4. Зависимости потенциала от логарифма плотности тока.

Таблица 1. Значения электрохимического потенциала и тока коррозии.

Термообработка	$E_{кор}$, В	$I_{кор}$, мкА/см ²
150°C, 30ч	-0,6745	3,8
210°C, 1ч	-0,6859	4,1
150°C, 30ч + 210°C, 1ч	-0,693	1,6
150°C, 30ч + 210°C, 1ч+150°C, 10ч	-0,6838	2,5

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10142), <https://rscf.ru/project/22-79-10142/>.

Список литературы

1. P. Xie et al., Corros Sci, vol. 161, p. 108184, 2019,.
2. T.-F. Chung et al., “” Acta Mater, vol. 174, pp. 351–368, 2019,
3. Y.Zou, H. Yan, B. Yu, and Z. Hu Intermetallics (Barking), vol. 110, p. 106487, 2019

ВЛИЯНИЕ ДОЛИ ВТОРОЙ КОМПОНЕНТЫ И ТЕРМООБРАБОТКИ В СПЛАВАХ Ti-Fe НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ ЮНГА МАТЕРИАЛА ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

А.С. Горнакова¹, Н.С. Афоникова¹, А.И. Тюрин², А.Н. Некрасов³,
А. Кильмаметов⁴, Б.Б. Страумал¹

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипяна Российской академии наук, Черноголовка, Россия

²Научно-исследовательский Институт «Нанотехнологий и Наноматериалов» Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

³Институт экспериментальной минералогии им. Д.С. Коржинского Российской академии наук, Черноголовка, Россия

⁴Лаборатория технологических и материаловедческих исследований, LSPM-CNRS, здания L1/L2, 99 г. до н. э. Жан-Батист Клеман, 93430 Вильтанез, Франция

Email: alenahas@issp.ac.ru

Были исследованы двухкомпонентные титановые сплавы Ti-0.5вес.%Fe, Ti-6вес.%Fe и Ti-9вес.%Fe, выплавленные в виде цилиндрических слитков диаметром $2R=10$ мм, методом левитационного плавления в атмосфере чистого аргона. Для приготовления сплавов была использована стружка титана марки ТИ-1 (иодидный титан 99.98%) и железа (99.97%). От слитков были отрезаны шайбы толщиной 0.7 мм. Запаянные образцы отжигались в вакуумированных кварцевых ампулах. Отжиги проводились в различных областях фазовой диаграммы Ti-Fe [1] при температурах: 800°C 7 ч. (Ti-0.5вес.%Fe), 580°C 840 ч., 670°C 1230 ч., 850°C 148 ч. (Ti-6вес.%Fe) и 470°C 673 ч. (Ti-9вес.%Fe), после отжига образцы закаливали в воде. Отожженные образцы подвергали кручению под высоким давлением (КВД) в камере с наковальнями Бриджмена при комнатной температуре: 5 оборотов плунжера под давлением 7 ГПа при скорости вращения 1 об/мин.

На образцах после КВД были измерены нанотвердость (H) и модуль Юнга (E), крайние положения занимают сплавы с 0.5 и 9 вес.% железа, самый мягкий и самый твердый отклик по материалу, соответственно. Далее были построены зависимости H , E и доли ω -фазы от доли железа в сплавах Ti-Fe (Рис. 1), значения были взяты относящиеся к $R_{1/2}$ образцов. На трех графиках зависимости имеют линейный вид, чем выше доля железа в сплаве, тем выше H , E и доля ω -фазы. На зависимостях есть особенность, скорее даже

«провал» по значению нанотвердости в сплаве Ti-6вес.%Fe, отожженном при 580°C, в то время как доля ω -фазы выше остальных значений для данного сплава.

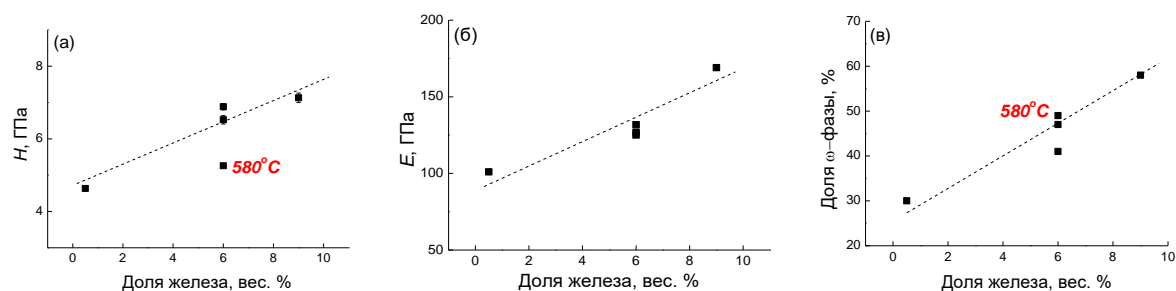


Рисунок 1. Зависимости значений (а) H , (б) E и (в) доли ω -фазы от доли железа в сплавах Ti-Fe измеренные на середине радиусов образцов.

Так как зависимости на Рис. 1 имеют линейный вид, мы решили проверить на сколько сильная корреляция между значениями H , E и долями α , β и ω фаз, и как результат графики на Рис. 2. По форме все наши зависимости мы рассматриваем как прямолинейные. По направлению корреляционной связи: положительная/прямая (Рис. 2в), отрицательная/обратная (Рис. 2б) и отсутствует связь (Рис. 2а).

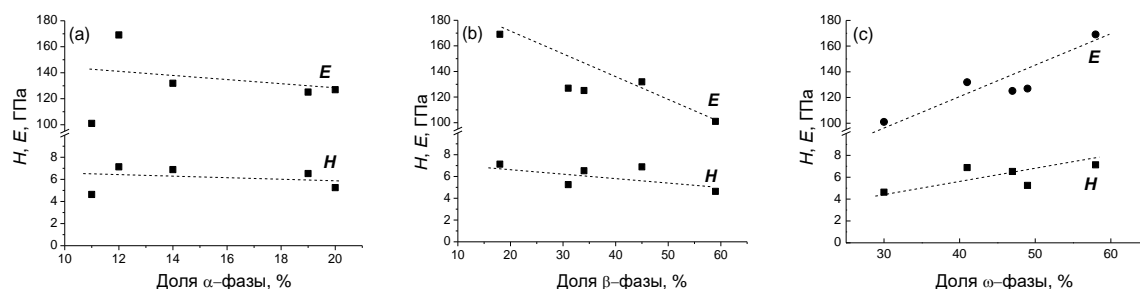


Рисунок 2. Зависимости значений H и E от доли: (а) α , (б) β и (в) ω фаз в сплавах Ti-Fe.

На Рис. 2а обе зависимости E и H близки к нулю -0.097 и -0.028 , соответственно. Отсутствие корреляции и разброс экспериментальных точек между значениями нанотвердости / модулем Юнга и долей α -фазы, свидетельствует об отсутствии связи между исследуемыми параметрами. Для β -фазы зависимости E/H имеют коэффициенты корреляции равные $-0.881/-0.0623$ (Рис. 2б), а для ω -фазы E/H они равны $0.898/0.660$ (Рис. 2а). По шкале Чеддока для качественной оценки показателей силы связи характеристик, полученные нами значения, относят к высоким показателям. Слабый разброс экспериментальных точек так же говорит о высокой связи параметров. Причем связь H от β и ω -фаз «заметная», для E «высокая».

Было показано, что основное влияние на фазовые превращения после КВД в сплавах титан-железо оказывает доля железа. Хотя сплав Ti-6вес.%Fe был отожжен в трех различных температурах и получены три различных состояния по микроструктуре и фазовому составу, после КВД фазовый состав в этих образцах стал близок. Нанотвердость и модуль Юнга для этого сплава так же имеют близкие значения.

Крайние сплавы Ti-0.5вес.%Fe и Ti-9вес.%Fe дают крайнее поведение по нанотвердости и модулю Юнга, чем больше доля железа в сплаве, тем выше значения нанотвердости и модуля Юнга.

Отдельно хотелось бы отметить высокие значения показателей силы связи между модулем Юнга и долями β и ω -фаз.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-22-00222, <https://rscf.ru/project/24-22-00222/>

Список литературы

1. Murray J.L. The Fe-Ti (Iron - Titanium) System. Bull. Alloy Phase Diagr., 2, pp.320-334. (1981)

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА TiZrHfMoCrCo ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

А.С. Горнакова¹, Д.Б. Кабирова², А. Корнева³, Б.Б. Страумал^{1,6}, М. Имаев²,
А. Кузьмин⁴, Н.С. Афоникова¹, В.И. Орлов¹, А.Н. Некрасов⁵, Н.Ф. Хайретдинов²,
Г.С. Давдиан^{1,6}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипяна Российской академии наук, Черноголовка, Россия

² Учреждение Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, ул. Степана Халтурина, 39, 450001, Уфа, Россия

³ Институт металлургии и материаловедения Польской академии наук, ул. Реймонта, 25, 30-059 Краков, Польша

⁴ Институт физики твердого тела Латвийского университета, ул. Кенгарага, 8, LV-1063 Рига, Латвия

⁵ Институт экспериментальной минералогии им. Д.С. Коржинского Российской академии наук, Черноголовка, Россия

⁶ Национальный исследовательский технологический университет “МИСИС”, Ленинский проспект, 4, 119991 Москва, Россия

Email: alenahas@issp.ac.ru

В работе был исследован шестикомпонентный высокоэнтропийный сплав (ВЭС) Ti_{10.8}-Zr_{18.7}-Hf_{42.3}-Mo_{20.7}-Cr_{3.8}-Co_{3.5} (вес.%) (TiZrHfMoCrCo) изготовленный из высокочистых металлов. Сплав TiZrHfMoCrCo является перспективным материалов в медицинской отрасли, а его ранние исследования показали хорошую биосовместимость [1].

Было рассмотрено два состояния ВЭС в исходном состоянии после выплавки (Рис. 1) и после кручения под высоким давлением (КВД) (Рис. 2) в камере с наковальнями Бриджмена при комнатной температуре: 5 оборотов плунжера под давлением 7 ГПа при скорости вращения 1 об/мин.

– Обработка КВД вызвала значительные фазовые изменения и вызвала исчезновение фазы С14 Лавеса ГПУ и разложение фазы А2 ОЦК на две отдельные фазы А2 ОЦК с различными параметрами решетки и составами. Одна фаза, обогащенная гафнием, имела параметр решетки 3,445 нм, в то время как другая, обогащенная молибденом, имела параметр решетки 3,150 нм.

– Использование EBSD позволило определить средний размер зерен и распределение разориентации границ зерен внутри каждой фазы.

– Результаты анализа рентгеновской абсорбционной спектроскопии на К-краях Ti, Cr, Co, Zr и Mo, наряду с Hf L₃-краем, подтвердили сохранение локальной атомной структуры атомов металла после обработки КВД. Было обнаружено незначительное увеличение статического беспорядка, выделяющее отчетливые локальные окружения вокруг атомов Mo/Cr, Zr/Hf и Ti.

– Несмотря на довольно высокое значение микротвердости материала, равное 600 HV, КВД оказал минимальное влияние на это свойство, хотя микротвердость отдельных фаз претерпела значительные изменения, превысив двукратную разницу (Рис. 3а).

– Были проведены механические испытания методом трехточечного изгиба. Исходный материал продемонстрировал большую хрупкость по сравнению с его состоянием после КВД (Рис. 3б). Кроме того, ВЭС в исходном состоянии продемонстрировал более высокий модуль Юнга, равный 135 ГПа.

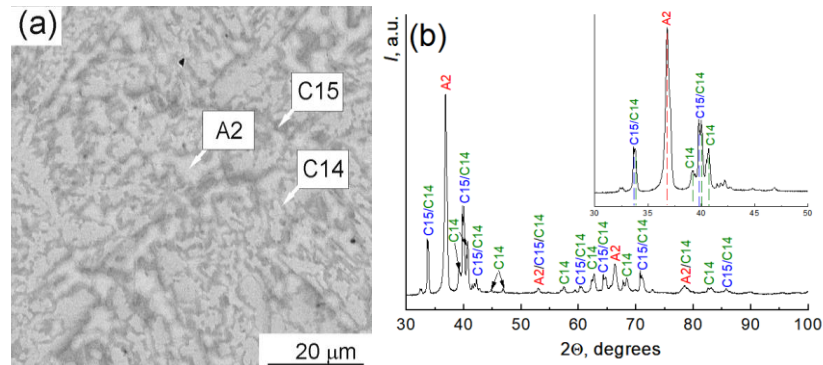


Рисунок 1. (а) СЭМ-изображение отлитого сплава Ti Zr Hf Mo Cr Co. Светлые области - это фаза A2, темные области - фаза C15, а серые области - фаза C14. (б) Рентгенограмма со всей поверхности образца.

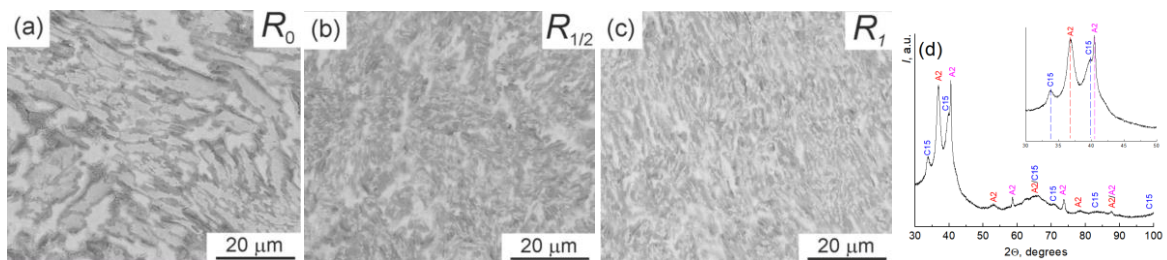


Рисунок 2. СЭМ-изображения микроструктуры сплава HEA после НРТ в трех областях: (а) R0 - центральная часть, (б) R1/2 - середина радиуса и (с) R1 - край образца. (d) Рентгенограмма со всей поверхности образца.

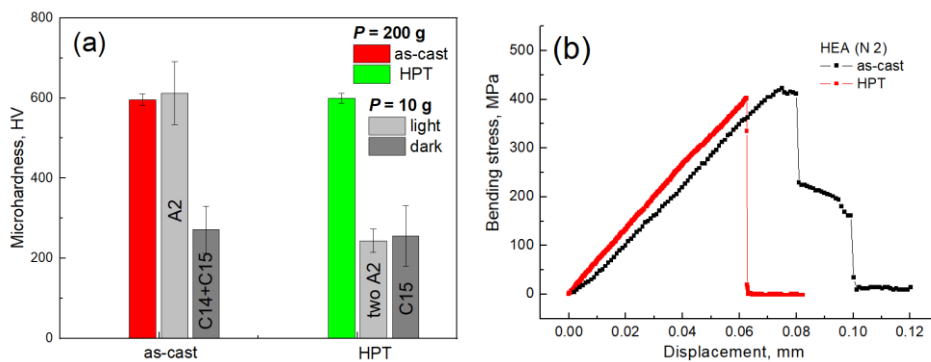


Рисунок 3. (а) Микротвердость образцов сплава в исходном образце и после КВД обработки. Общую микротвердость в исходном образце (красная колонка) и после КВД (зеленая колонка) измеряли при нагрузке 200 г. Микротвердость отдельных фаз измеряли при нагрузке 10 г. (б) Кривые нагружения образцов при трехточечном изгибе: в исходном состоянии (красная линия) и после КВД (черная линия).

Данное исследование было профинансировано Министерством науки и высшего образования Российской Федерации (контракт № 075-15-2021-945; грант № 13.2251.21.0013).

Список литературы

1. T. Nagase, Y. Iijima, A. Matsugaki, K. Ameyama, T. Nakano. Design and fabrication of Ti–Zr–Hf–Cr–Mo and Ti–Zr–Hf–Co–Cr–Mo highentropy alloys as metallic biomaterials. *Mater. Sci. Eng. C*, 107, 110322 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.msec.2019.110322>.

ОСОБЕННОСТИ НАКОПЛЕНИЯ И ВОЗВРАТА ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$

А.В. Гусева¹, В.А. Плотников¹, А.С. Грязнов², С.С. Пругов¹

¹ Алтайский государственный университет, пр. Ленина, 61, 656049, г. Барнаул, Россия

² Алтайский государственный медицинский университет, ул. Ленина, 40, 656038, г. Барнаул, Россия

E-mail: schannavac@mail.ru

Целью работы является исследование закономерностей накопления и возврата деформации в ходе циклирования термоупругих мартенситных превращений в никелиде титана в условиях внешнего механического нагружения. Циклирование мартенситных превращений путем осуществления термоциклов в условиях внешней нагрузки образца никелида титана фактически является осуществлением термодинамических циклов, позволяющих проследить эволюцию структурно-фазовых состояний при изменении температуры и механического напряжения [1].

Для исследования деформационных особенностей был выбран образец сплава $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$. Результаты обработки серий экспериментов представлены на рисунке 1 как зависимости деформационных мод от номера цикла.

Как видно из рисунка 1, при постоянном приложенном механическом напряжении в ходе цикла охлаждение-нагрев происходит увеличение остаточной деформации. При низких механических напряжениях обратимая деформация сначала растет, а затем снижается, пройдя точку максимума (цикл 5 на рис. 1). При больших напряжениях наблюдается только снижение обратимой деформации, остаточная – монотонно растет в серии циклов. Можно отметить тенденцию в поведении обратимой и остаточной деформаций – и обратимая деформация и остаточная деформация выходят на насыщение при многократном циклировании мартенситных превращений. Также стоит отметить, что при низких механических нагрузках наблюдается преобладание обратимой деформации над остаточной деформацией, напротив, в случае высоких механических нагрузок остаточная деформация превосходит обратимую деформацию.

Наблюдаемый прирост остаточной деформации в циклах свидетельствует о перераспределении обратимого деформационного ресурса между остаточной и обратимой деформациями в циклах мартенситных превращений в пользу остаточной, особенно заметный при высоких механических нагрузках, где прирост остаточной деформации превышает прирост обратимой. Вовлечение аккомодационных мартенситных кристаллов при увеличении напряжения в мартенситную деформацию и перераспределение ее в остаточную может быть связано с фиксацией некоторой доли мартенситных кристаллов в полях напряжений, локализованных в окрестности этих кристаллов.

В ряде работ [2, 3, 5] указано, что при совершении цикла мартенситных превращений происходит изменение кристаллической структуры материала. Это изменение сопровождается образованием структурных дефектов, таких как полные дислокации. Эти дефекты не могут полностью восстанавливаться и остаются в материале после

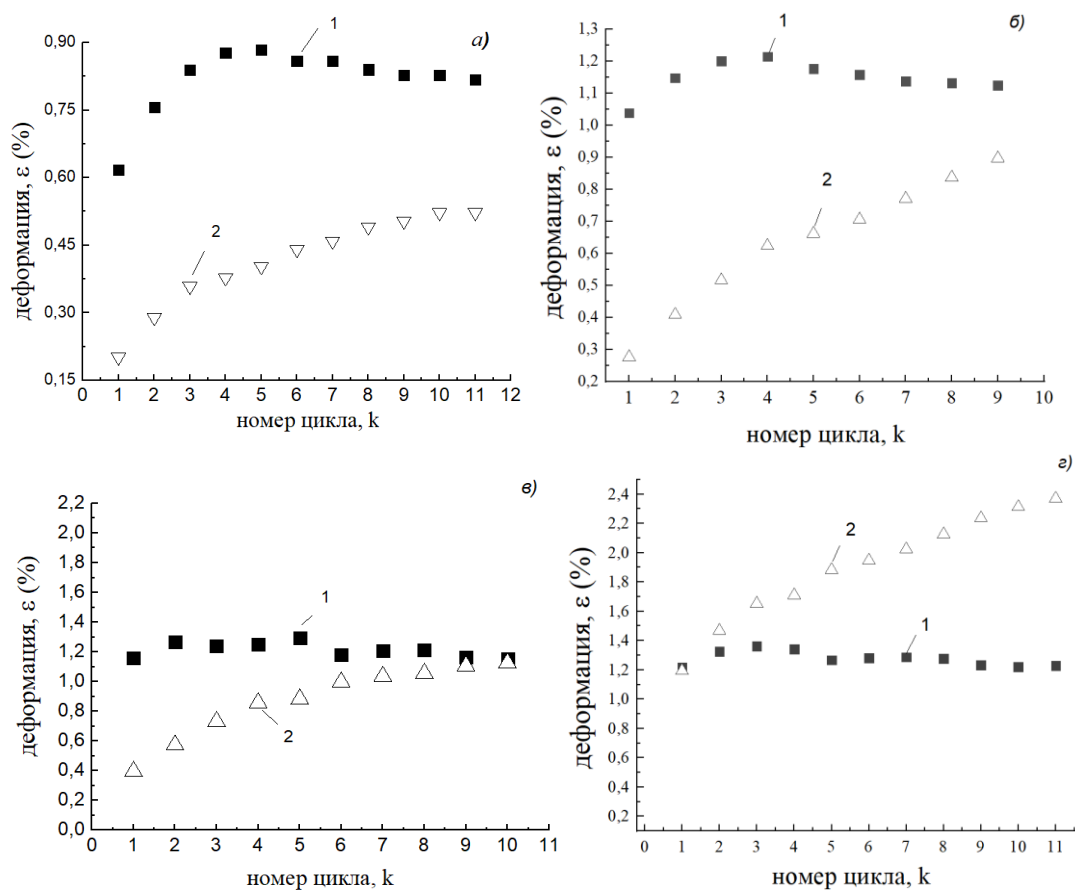


Рисунок 1. Зависимость деформации сплава $Ti_{50}Ni_{49.9}Mo_{0.1}$ от номера цикла: а) при 86 МПа; б) при 119 МПа; в) при 152 МПа; г) при 252 МПа: 1 – обратимая деформация, 2 – остаточная деформация

превращений. Накопление структурных дефектов, включая полные дислокации, может привести к упрочнению сплава. Дислокации являются местами концентрации напряжений и препятствуют движению дефектов и пластической деформации. Это делает материал более прочным и устойчивым к деформации.

В экспериментах по термомеханическому циклированию сплава $Ti_{50}Ni_{49.9}Mo_{0.1}$ для исследования закономерностей накопления и возврата деформации установлено, что кроме обратимой деформации в каждом цикле отмечается накопление остаточной деформации, величина которой растёт от цикла к циклу на величину прироста остаточной деформации в цикле. Накопление остаточной деформации, очевидно, осуществляется как за счёт фазового наклепа, так и за счёт стабилизации мартенситных кристаллов, заблокированных структурными дефектами, генерируемыми при протекании прямого-обратного мартенситных превращений.

Список литературы

1. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана: Структура и свойства. / М.: Наука – 1992. – 160 с.
2. Паскаль Ю.И., Ерофеев В.Я., Монасевич Л.А. Металлофизика. 1984. т.6. №6. С. 36-40.
3. Плотников В.А., Монасевич Л.А., Паскаль Ю.И. ФММ. 1986. т.61. №4. С. 769-773.
4. Регистратор данных АЦП (dotScore): свид. гос. рег. прогр. ЭВМ №2008612034 / В. А. Плотников, А. С. Грязнов; заявитель и правообладатель Алтайский государственный университет. — № 2008610809; заявл. 28.02.08 опубли. 23.04.2008.
5. Клопотов А.А., Ясенчук Ю.В., Голобоков Н.Н. и др. ФММ. 2000. Т. 90. № 4. С. 59-62.

РАДИАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДОЛИ ФАЗ ДЛЯ СПЛАВА Ti-2 вес.%Fe ПОСЛЕ КВД ОБРАБОТКИ

Г.С. Давдян^{1,2}, А.С. Горнакова², С.И. Прокофьев², Н.С. Афоникова²,
Б.Б. Страумал²

¹ Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипяна Российской академии наук, Черноголовка, Россия

Email: alenahas@issp.ac.ru

Исследуемый двухкомпонентный титановый сплав Ti-2вес.%Fe в виде цилиндрического слитка диаметром 10 мм был приготовлен из титана марки ТИ-1 (99.98%) и железа (99.97%), в индукционной печи в атмосфере чистого аргона. От слитка были отрезаны шайбы толщиной 0.7 мм. Образцы отжигались в вакуумированных кварцевых ампулах, исходное остаточное давление в которых было около 4×10^{-4} Па. Согласно фазовой диаграмме Ti-Fe [1], отжиги проводились в двухфазной области (α Ti)+TiFe при температуре 470°C, в двухфазной области (α Ti)+ (β Ti) при 615°C и в однофазной области (β Ti) при 950°C. Продолжительность отжигов составляла 673, 270 и 270 часов, соответственно. После отжига образцы закачивали в воде. Отожженные образцы подвергали кручению под высоким давлением (КВД) в камере с наковальнями Бриджмена при комнатной температуре: 5 оборотов плунжера под давлением 7 ГПа при скорости вращения 1 об/мин.

На основе рентгеноструктурных данных были построены зависимости (см. Рис. 1-3), которые показывают, что в образце, отожженном при 470°C, объемная доля α -фазы не зависит от r/R и равна 14 - 15% (97% до КВД). Следовательно, рост доли ω -фазы от 58 до 75% при увеличении r/R обусловлен превращением $\beta \rightarrow \omega$, которое при увеличении r/R проходит более полно.

То, что при $r/R=0$, т.е. при малой сдвиговой деформации, доля ω -фазы уже достигла 58% позволяет предположить, что превращения $\alpha \rightarrow \beta$ и $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \omega$ начинаются уже после приложения давления к образцу, в результате чего появляется сдвиговая деформация, это касается и образцов, отожженных при 615°C и 950°C. Причем, увеличение доли α -фазы при $r/R=0$ в ряду образцов, отожженных при 470°C, 615°C и 950°C, коррелирует с уменьшением среднего размера зерен α -фазы до КВД. На Рис. 1 можно также видеть, что при увеличении r/R , т.е. деформации сдвига, объемная доля α -фазы в образцах, отожженных при 615 и 950°C, уменьшается, приближаясь при $r/R=0$ к уровню ее объемной доли в образце, отожженном при 470°C. Следует отметить, что в образцах, отожженных при 615 и 950°C, понижение объемной доли α -фазы при увеличении r/R , т.е. деформации сдвига, сопровождается ростом объемных долей β и ω -фаз, что указывает, что эти изменения контролируются фазовыми превращениями $\alpha \rightarrow \beta$ и $\alpha \rightarrow \omega$ (или $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \omega$). Также отметим, что понижение средних объемных долей β и ω -фаз в ряду образцов, отожженных при 470°C, 615°C и 950°C, коррелирует с понижением объемной доли α -фазы в ряду этих образцов до КВД.

С помощью термообработки в различных областях фазовой диаграммы Ti-Fe и последующей закалки в воде были получены образцы сплава Ti-2вес.%Fe, с различным фазовым составом, содержанием железа в фазах, а также различным объемными долями фаз и средним размером зерен фаз.

После КВД обработки все образцы содержали α -, β - и ω -фазы близкого состава. При этом, в образцах наблюдались радиальные зависимости объемных долей фаз и средних размеров зерен фаз.

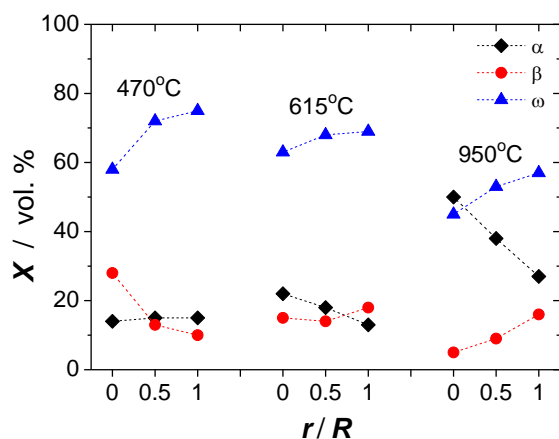


Рисунок 1. Зависимости объемных долей фаз от радиальной координаты r/R для образцов после КВД обработки.

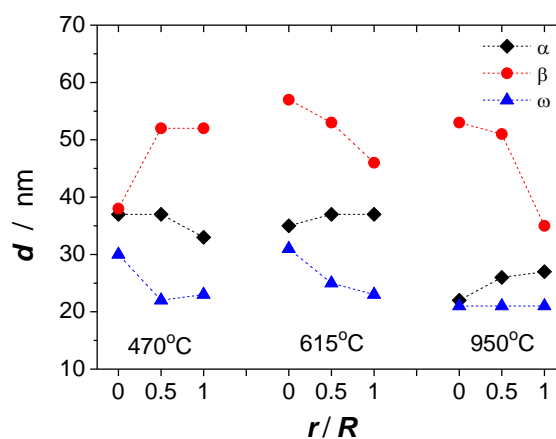


Рисунок 2. Зависимости среднего размера зерен фаз от радиальной координаты r/R для образцов после КВД обработки.

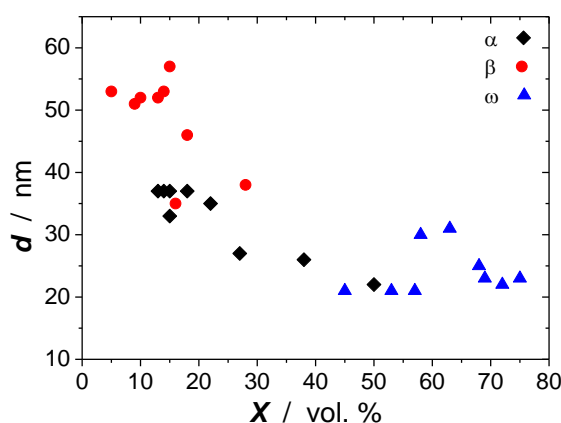


Рисунок 3. Корреляция между средним размером зерен и объемной долей фаз.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-22-00222, <https://rscf.ru/project/24-22-00222/>

Список литературы

1. Murray J.L. The Fe-Ti (Iron - Titanium) System. Bull. Alloy Phase Diagr., 2, pp.320-334. (1981)

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ AlNiCoFeCr, AlNiCoFeCrCu ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ ИЗ РАСПЛАВА

В.В. Димчева¹, С.Г. Меньшикова^{1,2}

¹ Удмуртский государственный университет, Ижевск

² Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Ижевск

Email: svetlmensh@mail.ru

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) представляют собой особый класс многоэлементных материалов, обладают уникальными свойствами и имеют широкую перспективу применения в различных областях промышленности в качестве жаропрочных

материалов; покрытий, требующих высокой твердости и высокой износостойкости; а также коррозионностойких прочных материалов.

В работе исследована структура сплавов AlNiCoFeCr и AlNiCoFeCrCu эквиатомного состава, а также рассмотрено влияние высоких давления и температуры на структуру и твердость (H_v) сплавов после закалки из жидкой фазы.

Сплавы выплавляли в указанной последовательности в атмосфере высокочистого аргона методом дуговой плавки с нерасходуемым электродом в виде слитков диаметром 20 и высотой 10 мм из компонентов высокой чистоты. Рассматривали полученные образцы как исходные. Образцы под высоким давлением (до 8 ГПа) получали в камере высокого давления типа «тороид». Схема эксперимента: установление давления → импульсный нагрев → выдержка при установленных давлении и температуре → охлаждение без сброса давления до комнатной температуры → уменьшение высокого давления до атмосферного. В качестве среды, передающей давление, использовали алгетский камень. Нагрев и плавление образца проводили пропусканием переменного тока через образец, помещенный в тигель из гексагонального нитрида бора. Значение температуры рассчитывали на основе показаний тиристора, с калибровкой по мощности тока. Охлаждение расплавов проводили со скоростью 1000 град/с, температура расплава перед закалкой составляла 1920 К. Для обоих сплавов изучали структуру исходного слитка, а также после его плавления и последующего затвердевания под высоким давлением. Для исследования структуры, определения химического, элементного состава, морфологии и размера структурных составляющих каждого образца использовали сканирующий электронный микроскоп (СЭМ). Рентгеноструктурный анализ проводили на установке Дрон-6 в $Co-K_\alpha$ излучении. Ошибка в определении процентного содержания элементов в образцах не более 5%. Измерения H_v выполняли на твердомере ПМТ-3М. Нагрузка на индентор составляла 100 г при выдержке 10 с. Значения H_v усредняли по 20 измерениям.

Исследования показали, исходный слиток сплава AlNiCoFeCr имеет упаковку компонентами, соответствующей структуре B2 на основе искаженной ОЦК-решетки моноалюминида никеля NiAl с периодом решетки 0.2870-0.2883 нм и пространственной группой $Pm\bar{3}m$ (однофазный твердый раствор замещения). H_v слитка высокая и составляет 5 ГПа. При нагреве слитка до 1950 К и последующем охлаждении со скоростью 1 град/с до комнатной температуры происходит частичный распад исходного твердого раствора; ячеистое выделение по границам зерен фаз с различной морфологией, типами структур и химическим составом. Все фазы обогащены несколькими элементами. Среднее значение H_v сплава уменьшается до 4.8 ГПа. В условиях термобарического воздействия (импульсное плавление и нагрев до 1950 К в камере типа «тороид» при постоянном высоком давлении 5 ГПа) происходит полный распад исходного твердого раствора. После охлаждения со скоростью 1000 град/с до комнатной температуры в структуре образца формируется дисперсная структура эвтектического типа. Четко выделяются отдельные фазы различной морфологии. Первоначально формируется фаза правильной геометрической формы (шестиугольники в сечении), обогащенная хромом (состав фазы: хром 60, железо 20, кобальт 14, никель 6 (ат.%)). Также в структуре присутствуют образования сложной геометрической формы, состоящие из нескольких фаз, вокруг которых формируется сложная эвтектика. Все формирующиеся фазы многокомпонентные, A1 или A2 типов. Среднее значение H_v немного выше, чем в исходном образце и составляет 5.5 ГПа. Увеличение давления до 11 ГПа при тех же условиях и введение в сплав небольшого количества порошка VN (10% от объема исследуемого образца) приводят к существенным изменениям в структуре сплава. Присутствуют дендриты, в междендритном пространстве, в основном, по границам дендритов расположена иглоподобная с ответвлениями фаза. Дендриты обогащены алюминием, в междендритном пространстве больше всего хрома. Иголоподобная фаза содержит бор, азот и все элементы сплава. В образце формируется смешанная структура A2 и B2 типов. Среднее значение H_v почти в 2.5 раза выше, чем в

исходном образце и составляет 12.5 ГПа, что объясняется морфологическими особенностями структуры и наличием упрочняющего материала.

Для сплава AlNiCoFeCrCu исследования показали, исходный слиток представляет собой твердый раствор, обогащенный хромом, с включениями, обогащенными медью. Включения имеют шарообразную форму размером 1.5 мкм, в состав которых входят: медь 56, алюминий 16, никель 11, железо 6, кобальт 6, хром 5 (ат.%). Слиток имеет упаковки компонентами, соответствующие структурам А1 и В2 типов. H_v слитка высокая и составляет 6.6 ГПа. Затвердевание расплава под высоким давлением 3 ГПа при указанных выше условиях приводит к распаду исходного твердого раствора и формированию эвтектической структуры. Формируется дендритная фаза, обогащенная алюминием, с составом: алюминий 82, хром 6, железо 6, кобальт 4, никель 2, медь 2 (ат.%). Все остальные фазы также многокомпонентные. Среднее значение H_v в два раза ниже, чем в исходном образце и составляет 3.3 ГПа. Увеличение давления до 5 ГПа, при тех же условиях получения, приводит к существенным изменениям в структуре сплава. Формируются дендриты в форме сферолитов, обогащенные алюминием, с составом: алюминий 81, хром 6, железо 6, кобальт 4, никель 2, медь 2 (ат.%). Также присутствуют дендриты α -Al твердого раствора и фаза, обогащенная хромом. Среднее значение H_v слитка немного увеличивается, по сравнению с предыдущим образцом, и составляет 3.5 ГПа. Это объясняется морфологическими особенностями структуры. При увеличении давления до 8 ГПа структура образца идентична структуре слитка, полученного при 5 ГПа. Однако наблюдаются некоторые отличия: происходит измельчение структуры почти в 1.5-2 раза, фазовый состав при этом не изменяется. Среднее значение H_v увеличивается до 4 ГПа. Исследования концентрационных карт распределения элементов в образцах показали, элементы во всех образцах распределены неравномерно.

Таким образом, нами исследована структура и твердость ВЭС AlNiCoFeCr и AlNiCoFeCrCu после термобарических воздействий. В зависимости от режима получения, в сплаве формируется структура на основе твердого раствора типа В2 или структура смешанных фаз с различными типами, А1 и В2. Значение твердости изменяется в зависимости от термобарического воздействия.

Образцы под высоким давлением получены в ИФВД РАН, г. Москва, г. Троицк. Авторы благодарят д.ф.-м.н., Академика РАН В.В. Бражкина за оказанное содействие в получении образцов в камере типа «тороид».

МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ДАТЧИКОВ ДАВЛЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

И.В. Евдокимов¹, Е.В. Стерхов¹, С.А. Упоров¹, В.А. Быков¹, В.А. Сидоров²

¹ Институт металлургии Уральского отделения РАН, Екатеринбург, 620016

² Институт физики высоких давлений им. Л. Ф. Верещагина РАН, Троицк, 142190

Email: ij3tt@mail.ru

Совокупность функциональных характеристик высокоэнтропийных сплавов позволяет рассматривать их в качестве тензорезисторов [1-3]. В данной работе представлены результаты исследования тензоэффекта в зависимости от химического состава высокоэнтропийных сплавов TiHfZrTa, TiHfNbZrTa, TiHfNbTa и TiHfNbZr. Дифрактограммы полученных слитков описаны псевдокубической кристаллической структурой с пространственной группой $Im\bar{3}m$ (229) (см. Рис 1 а), параметры решетки сплавов приведены в таблице 1. Уширение дифракционных линий связано с дендритной

ликвацией внутри зёрен (см. Рис 1 б). По данным рентгеноспектрального микроанализа флуктуация состава обусловлена преимущественно атомами тантала.

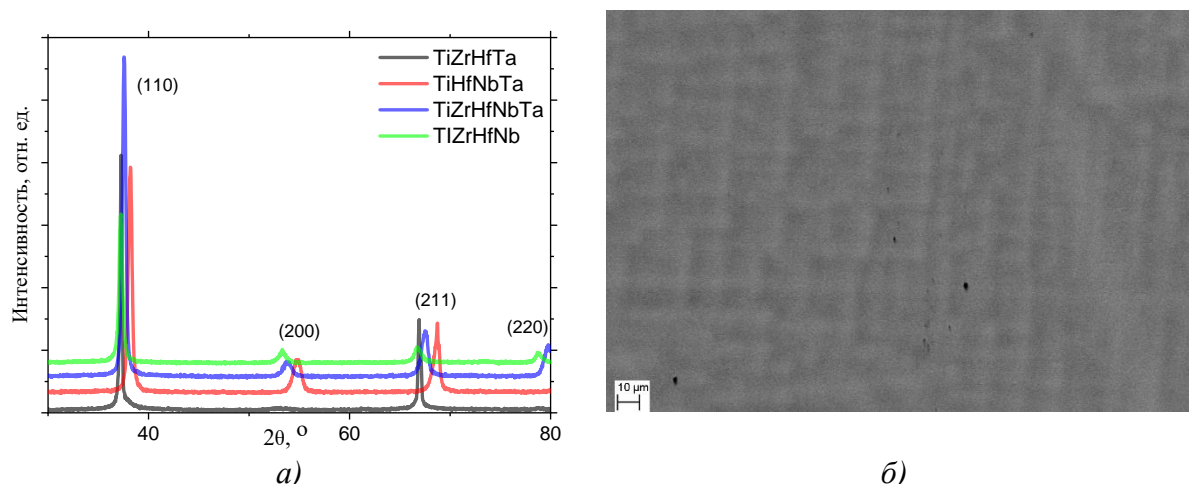


Рисунок 1. а) Дифрактограммы образцов $TiZrHfTa$, $TiHfNbTa$, $TiZrHfNbTa$, б) BSE-снимок литого сплава $TiZrHfTa$

Для интерпретации и оценки тензометрического эффекта была использована следующая формула [4]:

$$GF = \frac{\Delta R/R}{\Delta l/l} = \frac{\Delta R}{\varepsilon R} \quad (1)$$

где GF – тензочувствительный коэффициент; ΔR – изменение электрического сопротивления, Ом; Δl – изменение длины проводника; ε – деформация исследуемого образца. Для исследуемых образцов также были оценены некоторые функциональные характеристики такие, как: удельное электрическое сопротивление (ρ), температурные коэффициенты сопротивления (TCR) и термического расширения (TCE) (см. Таб 1).

Таблица 1. Коэффициент тензочувствительности и функциональные характеристики исследуемых сплавов

Сплав	GF	ρ , мкОм×см	TCR×10 ⁻³ , K ⁻¹	TCE, ×10 ⁻⁶ K ⁻¹	a , Å
TiHfNbZr	3,83	119	0,08	7,2	3,4491(3)
TiHfNbTa	4,29	85	0,07	7,5	3,3648(1)
TiHfNbTaZr	4,78	101	0,27	7,3	3,4128(1)
TiHfZrTa	5,47	105	0,32	7,1	3,4336(1)

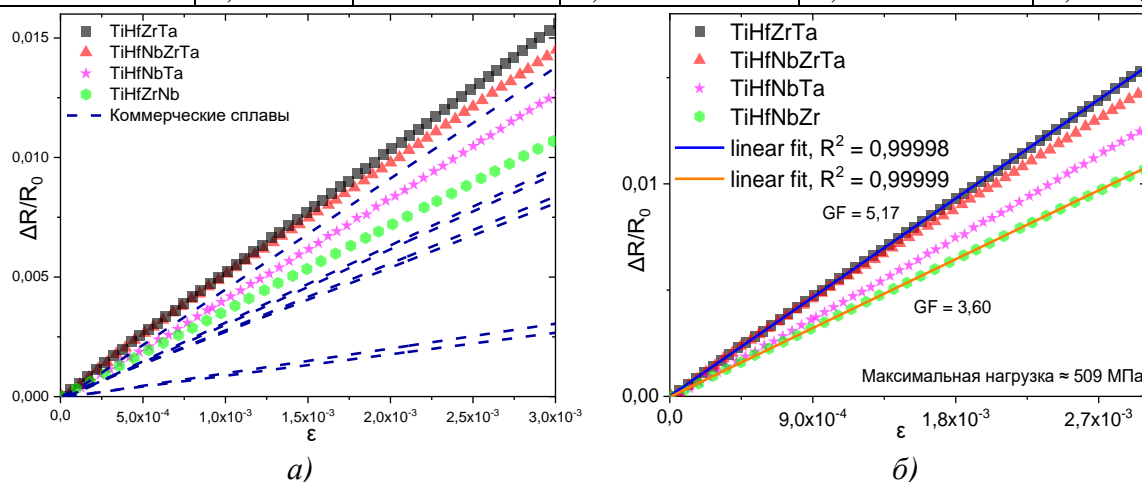


Рисунок 2. а) Тензометрические зависимости сплавов, б) тензометрические зависимости сплавов в области упругой деформации

Сплавы TiHfZrTa, TiHfNbZrTa, TiHfNbTa и TiHfNbZr обладают высоким коэффициентом тензочувствительности, по сравнению с коммерческими сплавами (см. Рис 2 а) и линейной зависимостью этого коэффициента от приложенной нагрузки (см. Рис 2 б).

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 23-13-00162 с использованием оборудования ЦКП “Урал-М”

Список литературы

1. Y. F. Ye, Q. Wang, J. Lu, C.T. Liu, Y. Yang. Materials Today, 2016, V. 19 (6), P.349-362.
2. O. N. Senkov, J. M. Scott, S. V. Senkova, D. B. Miracle, C. F. Woodward. Journal of Alloys and Compounds, 2011, V. 509, P. 6043-6048.
3. S. A. Uporov, R. E. Ryltsev, V. A. Sidorov, S. Kh. Estemirova, E. V. Sterkhov, I. A. Balyakin, N. M. Chtchelkatchev. Intermetallics, 2022, V. 140, P. 107394.
4. R. Bertodo. Institution of mechanical engineers. 1959. V. 133, P. 605-622.

ЖАРОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ МНОГОСЛОЙНЫХ Nb- И Mo-КОМПОЗИТОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ АЛЮМИНИДАМИ

В.П. Коржов, В.М. Кийко, И.С. Желтякова

Институт физики твердого тела РАН, 142432 Черноголовка, ул. Академика Ю.А. Осипьяна, 2, РФ

E-mail: terekhova@issp.ac.ru

Жаростойкость конструкционных материалов достигается защитными покрытиями поверхности. Эффективными считаются покрытия из силицидов тех же сплав-образующих композит элементов – Nb и Mo. Наши исследования раннего периода относились к жаропрочным многослойным композитам из этих сплавов. Здесь мы продолжаем исследование жаростойких покрытий многослойных Nb/Al- и Mo/Al-композиов. Объектами были жаропрочные композиты из тонких Nb- или Mo-слоёв, чередующихся с ещё более тонкими, упрочняющими композиты, слоями Nb₃Al и Mo₃Al соответственно.

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

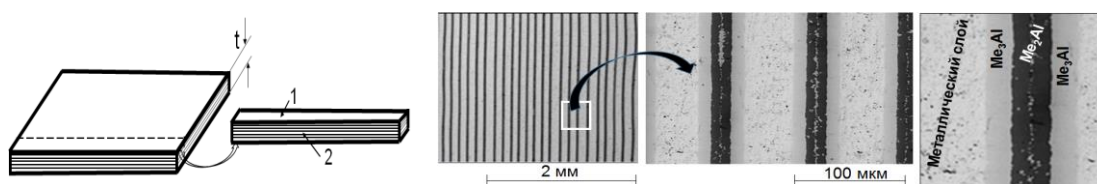


Рис. 1. Многослойный пакет из Nb- или Mo-фольг и вырезанный из него стержень квадратного сечения (t – толщина пакета, 1 и 2 – его верхняя и боковая поверхности)

Рис. 2. Многослойная структура плоских композитов при малом и большом увеличении после сварки при 1300°C под давлением: Me – Mo или Nb

После сварки в пакетах формировались диффузионные зоны из двух слоёв Me₃Al и одного слоя Me₂Al (рис. 2). Более продолжительная сварка или нагрев композита до более высоких температур 3-слойные зоны трансформировались в 1-слойные из Me₃Al (Me – Nb или Mo) с температурой плавления более 2000°C.

При сварке пакеты отделялись от пуансонов прокладками из термо-расширенного графита. Поэтому большие поверхности пакетов покрывались тонкими слоями карбидов NbC или MoC, имевших при большом увеличении характерный рельеф (рис. 3, а и б).

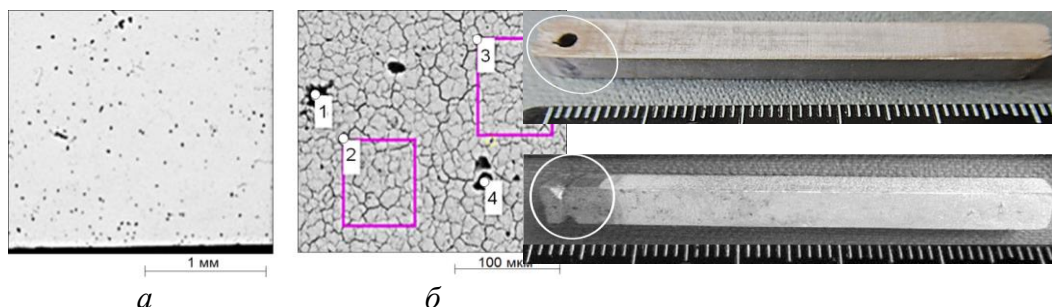


Рис. 3. Структуры Cr-алмазного покрытия на Mo-границе Mo/Al-стержня при малом (а) и большом (б) увеличении: 1 и 4 – Cr-включения, 2 и 3 – площадки РС-анализа

Рис. 4. Mo/Al- (верхний) и Nb/Al- (нижний) стержни, подготовленные для покрытий

Стержни были квадратного сечения. Их нарежали из плоских многослойных композитов толщиной 5 мм (см. рис. 1). При подготовке к нанесению покрытий выбирался способ их подключения в электрическую цепь, для чего в торцах стержней проделывали сквозные отверстия или паз (рис. 4).

Покрытие на одной из двух многослойных граней Mo-стержня со структурой Mo/Mo₃Al/Mo/.../Mo, ортогональной рассмотренным выше Mo-поверхностям, показано на рис. 5, а. В отличие от поверхностей с покрытием из хрома, на ней присутствовали кажущиеся непокрытыми участки Mo-фольг, но соседние с ними торцы из интерметаллида Mo₃Al смотрелись несущими на себе покрытия. До их нанесения поверхность состояла из чередовавшихся тонких Mo- и более тонких Mo₃Al-слоев. На рисунке они, хоть и обозначены, как Mo₃Al, но, в отличие от Mo-слоя, имели «на себе» покрытие из хрома. Они были заметно тоньше Mo-слоев потому, что толщина Al-слоя, из которых они образовались, была 9 мкм – исходной толщиной используемых Al-фольг.

При большом увеличении микроструктура покрытия показана на рис. 5, б. Как было выше замечено, покрытия на слоистых поверхностях стержня могло быть оставшееся ещё не полностью завершённым, так как нередко обнаруживались светлые точечные включения, которые могли «свидетельствовать» о присутствии молибдена (см. анализы 1 и 3). Хорошо видны покрытия на торцах слоёв из интерметаллического соединения Mo₃Al (см. анализ 2).

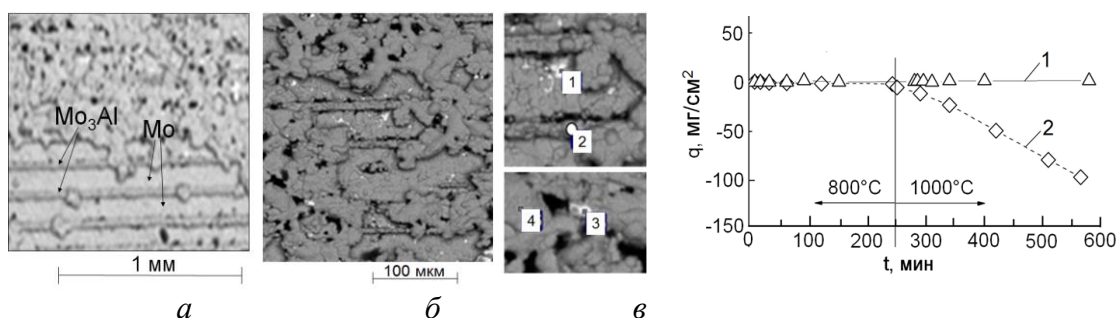


Рис. 5. Структуры Cr-нано алмазного покрытия на многослойной грани Mo/Al-стержня при малом (а) и большом (б, в) увеличении: 1, 2, 3 и 4 – «точки» РС-анализа

Рис. 6. Удельные изменения массы многослойных Nb/Al- (1) и Mo/Al-стержней в зависимости от времени выдержки на воздухе при 800°C, 4 ч и при 1000°C, 6 ч

Данные по микроструктуре (рис. 5, в) показали, что молибден локально, до 61 ат. %, присутствовал, в светлых образованиях 1 и 3: остальное – Cr, Al и O₂. Средние

концентрации элементов по спектрам 2 (на Mo₃Al-слое) и 4 (на Mo-слое) были на 100% из хрома и кислорода – 98,3 Cr; 1,6 O₂; 0,07 Mo и 0,03 ат. % Al.

Исследования микроструктуры (см. рис. 6, в) показали, что молибден лишь локально присутствовал в светлых точечных образованиях 1 и 3: до 61 ат. %, остальное – Cr, Al и O₂. Средние концентрации элементов по спектрам 2 (на слое Mo₃Al) и 4 (на Mo-слое) были на 100% из хрома и кислорода – 98,3 Cr; 1,6 O₂; 0,07 Mo и 0,03 ат. % Al.

Испытания на жаростойкость q проводили в печи с нагревателем из сплава Fe–Cr–Al. Удельную жаростойкость q рассчитывали по формуле: $q = (m_1 - m_2)/S$, где: m_1 и m_2 – массы композитов с покрытием после и до опытов, S – площадь поверхности образца до испытаний. Результаты испытаний стержней с покрытиями на жаростойкость показаны на рис. 6. Взаимодействие Mo с атмосферой происходило с образованием летучих соединений, то при испытаниях возникавшая на стержне окалина удалялась самопроизвольно. При 800°C Mo/Al-композит с покрытием простоял весь отведенный ему период времени, не изменяя веса, но при 1000°C стал терять вес уже с первых минут нагрева (кривая 2). Но это привело к «выгоранию» самого стержня, но не покрытия!

Значительно лучше прошёл испытания Nb/Al-стержень с покрытием. Результаты его испытаний на жаростойкость показаны на том же рисунке и представляют собой прямую линию 1 (см. рис. 6). Заметим, что взвешивание стержней проводили без окислы, удалявшейся после каждого испытания. Если же зависимость $q(t)$ – горизонтальная, то нет и окислы, как нет взаимодействия образца с атмосферой (1).

ЖАРСТОЙКОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ Nb- И Mo-КОМПОЗИТОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ УПРОЧНЕНИЕМ И (Cr–C)-ПОКРЫТИЯМИ

В.П. Коржов, В.М. Кийко, И.С. Желтякова

Институт физики твёрдого тела, г. Черноголовка, РФ,

Email: korzhov@issp.ac.ru

Хромовые электролитические покрытия на металлах известны своей жаростойкостью. Введение в них алмазоподобных наноразмерных частиц должно было ещё больше её повысить. Стержни предварительно шлифовали, обрабатывали в органическом растворителе и в кислотном-щелочном растворе, затем подвешивали к катоду и погружали в электролит. Перед травлением покрываемые поверхности Nb- и Mo-стержней обрабатывали 30%-раствором перекиси водорода со специальной кислотно-щелочной добавкой и затем в смеси кислот HNO₃, HF и H₃PO₄ со специальной добавкой. Готовили два электролита. Первый был стандартным для Cr с отношением хромового ангидрида и серной кислоты 100:1. Второй электролит содержал нано алмазные частицы, полученные детонационным синтезом. Его готовили в виде водной суспензии с концентрацией наночастиц ~10%.

Результаты испытаний на жаростойкость Mo/Al- и Nb/Al-композитов стержневой конфигурации с покрытиями представлены на рис. 1. Так как взаимодействие молибдена с атмосферой в печи происходило с образованием летучих соединений, то возникавшая при испытаниях на поверхности стержня окалина q удалялась сама. При 800°C Mo/Al-композит с покрытием простоял весь отведенный ему период времени, не изменяя веса. Но, при 1000°C он стал терять вес уже с первых минут нагрева (рис. 1, кривая 2). В итоге же это привело к «выгоранию» стержня, но не покрытия.

Лучше прошёл испытания Nb/Al-стержень с покрытием. Его испытания на жаростойкость показаны на том же рисунке и представляют собой прямую линию 1.

Взвешивание стержней проводили без окалины. Если же $q(t)$ – горизонтальная, то нет и окалины, как нет взаимодействия испытуемого образца с атмосферой (1).

Испытания на жаростойкость были в воздушной атмосфере печи с нагревателями из сплава Fe–Cr–Al. Удельную характеристику жаростойкости q рассчитывали по формуле: $q = (m_1 - m_2)/S$, где: m_1 и m_2 – массы композитов с покрытием после и до опытов, S – площадь поверхности образца до испытаний. Массу определяли взвешиванием, жаростойкость – используя один образец при нараставшем времени его выдержки в печи. Результаты испытаний на жаростойкость Mo/Al- и Nb/Al-композитов стержневой конфигурации с покрытиями представлены на рис. 1.

Так как взаимодействие Mo с атмосферой в печи происходило с образованием летучих

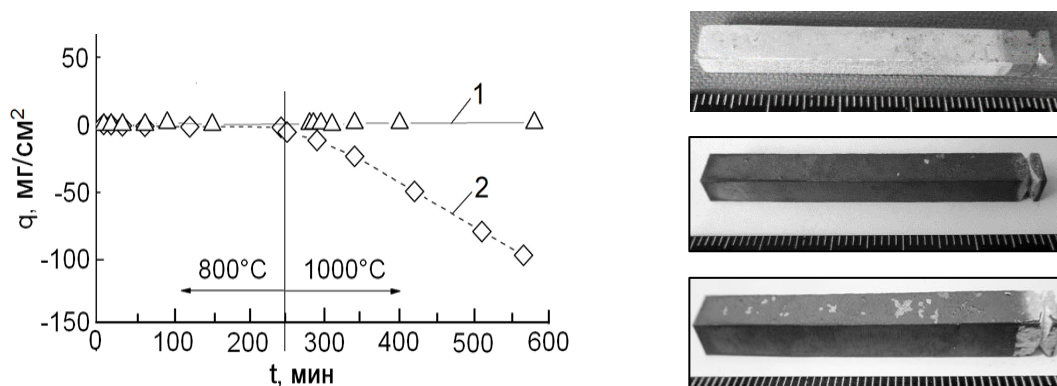


Рис. 1. Удельные изменения массы Nb/Al- (1) и Mo/Al-стержней (2) с покрытиями в зависимости от времени выдержки на воздухе при 800°C, 4 ч и при 1000°C, 6 ч

Рис. 2. Композит Nb/Al: до испытаний (а), после нагрева на воздухе при 800°C в течение 90 мин (б) и при 800°C, 280 мин + 1000°C, 300 мин (в)

соединений, то окалины на стержнях удалялась сама. При 800°C Mo/Al-композит с покрытием простоял весь отведенный ему период времени, не изменяя веса. Но, при 1000°C он терял вес уже с 1-х минут нагрева (см. рис. 1, кривая 2), что привело к «выгоранию» самого композитного стержня, но, как будет показано далее, не покрытия.

Значительно лучше прошёл испытания Nb/Al-стержень с покрытием. Его испытаний на жаростойкость показаны на том же рисунке и представляют прямую линию 1 (см. рис. 1). Изменение внешнего вида Nb/Al- и Mo/Al-композитов в процессе испытаний показаны соответственно на рис. 2 и 3. Видно, что Nb/Nb₃Al- стержень со слоистой структурой из Nb- и Nb₃Al-слоёв, покрытый жаростойким Cr-нано алмазным покрытием, удовлетворительно прошёл испытания на жаростойкость. Суммарное время испытаний составило 10 ч, из них 6 ч пришлось на температуру 1000°C.

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

Особое объяснение требуется в отношении покрытия на композите Mo/Al (см. рис. 3). Поэтапный критический осмотр Mo/Al-композита показал, что его эрозия началась и продолжилась от левого торца, имевшего «под электропровод», в отличие от Nb/Al-композита, технологическое отверстие вместо выемки с плохим или отсутствующим покрытием, ибо правый торец Mo/Al-стержня оставался целым в процессе всего времени испытания (см. рис. 3, г). Отсюда наиболее вероятный вывод, что, не будь отверстия,

многослойный Mo/Al-стержень прошёл бы испытания нагревом на воздухе не хуже, чем Nb-стержень.

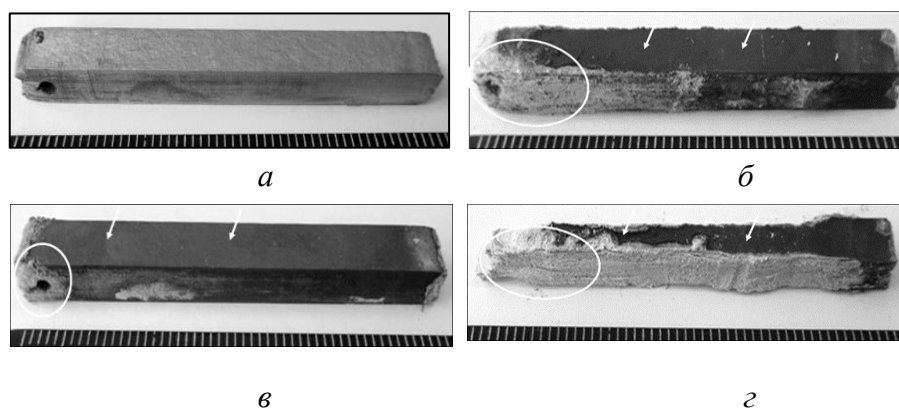


Рис. 3. Композит Mo/Al до испытаний (а), после нагрева на воздухе 800°C в течение 60 мин (б), 800°C, 242 мин + 1000°C, 30 мин (в) и 800°C, 242 мин + 1000°C, 60 мин (г). Стрелками показано защитное покрытие, нетронутое температурной коррозией

Прослеживается последовательность событий, показывающая, что коррозия Mo-композита началась от его левого торца с отверстием. В конечном итоге покрытие, потеряв опору, начало само разрушаться.

Поверхность черного цвета (см. рис. 3, г) – это оставшееся после испытаний защитное покрытие на ещё уцелевшем верхнем Mo-слое. Боковые слои защитного покрытия, бывшие на многослойных поверхностях Mo/Mo₃Al и потерявшие в течение испытаний свою опору, поломались и рассыпались.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БИНАРНЫХ СПЛАВОВ Al-РЗМ (РЗМ: Gd/Y), ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ ИХ РАСПЛАВОВ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

А.С. Жуйкова¹, С.Г. Меньшикова^{1,2}

¹ Удмуртский государственный университет, Ижевск

² Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Ижевск

Email: svetlmenh@udman.ru

Сплавы Al-РЗМ (РЗМ-редкоземельный металл), содержащие 80-90 ат.% алюминия, относятся к одной из наиболее интересных групп аморфно-нанокристаллических сплавов типа «металл-металл». Высокая прочность при относительно низком удельном весе делают подобные материалы привлекательными для практического использования. Однако реальное практическое применение возможно только при условии достаточно хорошей стабильности сформированной структуры. Известно, что многие технологические процессы проходят через жидкую фазу. Состояние расплава перед закалкой влияет на структуру и свойства сплавов. Различные экстремальные воздействия, в частности, высокое давление оказывают влияние на термодинамику и кинетику затвердевания расплава, приводя к разным изменениям в структуре сплавов. Прогресс в понимании процессов структурообразования, протекающих в стеклообразующих расплавах, а так же изучении влияния давления на процессы затвердевания имеет высокую научную значимость и актуальность. Представляется важным выяснить, при каких условиях формируется та или иная структура, какова стабильность этой структуры и как она меняется в процессе обработки сплава.

В настоящей работе для исследования выбраны модельные бинарные стеклообразующие сплавы $\text{Al}_{90}\text{Gd}_{10}$, $\text{Al}_{90}\text{Y}_{10}$. Рассматривается влияние высоких давлений и температур на формирование стабильных и метастабильных фаз в сплавах при быстром охлаждении расплавов. Цель работы-исследовать микроструктуру, фазовый состав и физико-механические свойства сплавов после термобарических воздействий.

Образцы для исследований получали в камере высокого давления типа «тороид». Камера представляет собой запрессованные в стальные кольца плоские наковальни из твердого сплава. В качестве среды, передающей давление, использовали твердое пластичное тело-алгетский камень. Температурный диапазон: от ликвидуса до 2000 К, диапазон давлений: от атмосферного до 10 ГПа. Нагрев и плавление осуществляли пропусканием переменного тока через образец. Токоподводами служили пуансоны камеры высокого давления. Значение температуры рассчитывали на основе показаний тиристора, с калибровкой по мощности тока. Фазовый состав образцов определяли методом рентгеноструктурного анализа на установках Дрон-6 в Cu-K_α и Дрон-3 в Co-K_α монохроматическом излучении. Для определения химического, элементного состава, морфологии и размера структурных составляющих сплава использовали Сканирующий Электронный Микроскоп (СЭМ) со стандартным детектором DBS (детектор направленного обратного рассеяния) ABS/CBS. Измерения и расчет физико-механических характеристик исследуемых образцов проводили на комплексной системе измерений Nanotest 600.

Для сплава $\text{Al}_{90}\text{Gd}_{10}$ исследованы микроструктура и объемные физико-механические свойства (твердость, приведенный модуль упругости, индекс пластичности, упругий параметр восстановления) исходного образца, полученного в печи Таммана методом сплавления чистых компонентов при атмосферном давлении и образцов после термобарических воздействий. Первую серию образцов при высоком давлении 10 ГПа получали быстрым охлаждением расплава со скоростью 1000 град/с, температура закалки 2000 К. Вторую-прессованием исходного образца при высоком давлении 10 ГПа без плавления. Структура исходного образца представлена двумя равновесными фазами αAl и Al_3Gd . По сравнению с исходным образцом микроструктура обеих серий образцов измельченная и уплотненная. В образцах без плавления, кроме фаз αAl и Al_3Gd , обнаружена фаза, обогащенная гадолинием, с составом $\text{Gd}_{55}\text{Al}_{45}$. В образцах с плавлением-фаза состава $\text{Al}_{92}\text{Gd}_8$. Полученные фазы стабильны длительное время в нормальных условиях. Особенности морфологии структуры и изменения в фазовом составе образцов, полученных под высоким давлением, приводят к изменению физико-механических свойств исследованного сплава.

Для сплава $\text{Al}_{90}\text{Y}_{10}$ исследованы микроструктура и физико-механические свойства образцов, полученных в зависимости от температуры закалки (до 2000 К) и высокого давления (до 10 ГПа). Скорости охлаждения расплава ~ 0.2 град/с и 1000 град/с. В интервале давлений 2-5 ГПа при охлаждении от 1800 К со скоростью 1000 град/с сплав кристаллизуется в две стадии. Первоначально формируется нормальная низкотемпературная фаза Al_3Y в виде компактных кубов размером 3-5 мкм без дефектов, трещин, далее-регулярная эвтектика ($\alpha\text{Al}+\text{Al}_3\text{Y}$). Повышение давления до 7-10 ГПа, при тех же температуре и скорости охлаждения, приводит к формированию двух первичных фаз: метастабильной в форме шестиконечных звезд высокотемпературной фазы Al_3Y^* с уменьшенным параметром решетки, по сравнению с известной высокотемпературной фазой данного состава и низкотемпературной фазы Al_3Y в форме пластин. При этом в состав эвтектики входит низкотемпературная фаза Al_3Y . Увеличение давления до 10 ГПа и температуры до 2000 К при той же скорости охлаждения приводит к изменению характера кристаллизации сплава. Изначально заэвтектический сплав кристаллизуется по доэвтектическому механизму: формируется структура с аномально пересыщенным αAl твердым раствором (первичные кристаллы) и дисперсными алюминидами иттрия высокотемпературной фазы Al_3Y^* в метастабильной эвтектике ($\alpha\text{Al}+\text{Al}_3\text{Y}^*$). Наблюдаемое

поведение сплава $Al_{90}Y_{10}$, исходно заэвтектического, аналогичное доэвтектическому, указывает на неравновесный характер затвердевания твердой фазы в условиях высокого переохлаждения на фронте кристаллизации. При выбранных условиях затвердевания под высоким давлением все полученные образцы имеют однородную, плотную, мелкокристаллическую структуру с высокими физико-механическими свойствами.

Таким образом, в зависимости от режима термобарического воздействия, могут меняться механизмы затвердевания расплавов, формироваться аномально пересыщенные твердые растворы в сплавах. Полученные образцы однородные, плотные, не обнаружено пор и усадочных раковин. Структура мелкодисперсная с высокими механическими свойствами. Полученные результаты показывают эффективность влияния экстремальных воздействий, а именно, сочетания высоких давлений, температур и быстрой закалки на структуру и свойства получаемых материалов на основе алюминия.

Образцы под высоким давлением получены в ИФВД РАН, г. Москва, г. Троицк. Авторы благодарят д.ф.-м.н., Академика РАН В.В. Бражкина за оказанное содействие в получении образцов в камере типа «тороид». Электронно-микроскопические исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Центр физических и физико-химических методов анализа, исследования свойств и характеристик поверхности, наноструктур, материалов и изделий» УдмФИЦ УрО РАН, г. Ижевск.

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

Е.А. Загибалова, Е.Г. Астафурова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Email: zagibalova.elena@ispms.ru

Востребованность аустенитных нержавеющей сталей (АНС) в машиностроении и авиационной промышленности обусловлена хорошими коррозионной стойкостью, пластичностью и свариваемостью. Несмотря на это, низкие износостойкость и поверхностная твердость АНС ограничивают область их применения. Низкотемпературная ($T < 450^{\circ}\text{C}$) ионно-плазменная обработка (ИПО) в среде, содержащей азот (N) и углерод (C), позволяет повысить поверхностную твердость изделия в несколько раз, сохранив коррозионную стойкость за счет формирования поверхностного слоя из пересыщенного азотом и углеродом аустенита ($Fe-\gamma_{N,C}$). Глубина поверхностного упрочненного слоя зависят как от параметров ИПО, так и от кристаллографической ориентации зерна по направлению к поверхности насыщения. В работе О. Öztürk [1], после насыщения поликристаллов АНС азотом при 400°C было выявлено, что толщина поверхностного слоя в зернах с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$ больше, чем в зернах $\langle 111 \rangle$. Эта зависимость так же подтверждена в работе А. Martinavičius [2], где проводилось ИПО монокристаллов АНС при $T_{обр.} < 450^{\circ}\text{C}$. В связи с этим, перспективным будет исследовать структуру монокристаллов АНС, обработанных при температурах более 450°C , когда фаза $Fe-\gamma_{N,C}$ претерпевает распад с образованием вторичных фаз, и выявить, влияет ли кристаллографическая ориентация кристаллической решетки на фазовые превращения. Цель работы – выявить ориентационную зависимость характеристик поверхностной упрочненной области, сформированной в монокристаллах АНС при ИПО в N/C содержащей среде при температуре 550°C .

Объектами исследования являются монокристаллы АНС ($Fe-18,6Cr-16,8Ni-0,07Mn-0,07Si-0,001C$, вес. %) с кристаллографическими ориентациями $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ вдоль

нормали к обрабатываемой поверхности. Заготовки отжигались при температуре 1100°C (1 ч.) с последующим охлаждением в воду. ИПО проводили на модифицированной установке ЭЛУ-5 при температуре $T=550^{\circ}\text{C}$ в смеси газов $\text{Ar}+\text{N}_2+\text{C}_2\text{H}_2$ (300 Па, 12 ч.). Микроструктуру образцов до и после ИПО исследовали с применением методов металлографии (Altami MET 1С). Фазовый состав монокристаллов был определен с помощью методов дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ, микроскоп ThermoFisher Apreo 2S) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, микроскоп JEM 2100). Микротвердость образцов измеряли методом Виккерса с нагрузкой на индентор 25 г (Duramin 5).

На рис. 1 (а) и (г) представлены протравленные поперечные шлифы $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов, подвергнутых ИПО. На поверхности образцов после ИПО наблюдается формирование слоев, отличающихся травимостью, что указывается на различия в их фазовом составе. В обоих случаях можно выделить три характерные зоны: поверхностный слой (ПС) с повышенной травимостью, диффузионную зону (ДЗ) со слабой травимостью и матрицу, соответствующую исходной структуре монокристаллов до ИПО (аустенит). Границы между характерными зонами прямолинейные. Толщины ПС и ДЗ зависят от кристаллографической ориентации образца: в $\langle 001 \rangle$ -монокристалле они (16 мкм и 35 мкм соответственно) больше, чем в $\langle 111 \rangle$ -монокристалле (13 мкм и 32 мкм), что коррелирует с данными работ [1, 2]. В результате анализа электронограмм, полученных методом ПЭМ для обоих монокристаллов, было выявлено, что при ИПО в ПС сформировались следующие фазы: $\text{Fe}-\gamma_{\text{N,C}}$, $\text{Fe}_4(\text{N,C})$, CrN и $\text{Fe}-\alpha$ (рис. 1 (б), 1 (д)), но преобладают фазы $\text{Fe}_4(\text{N,C})$ и CrN . В ДЗ наблюдаются только фазы $\text{Fe}-\gamma$ и $\text{Fe}-\gamma_{\text{N,C}}$.

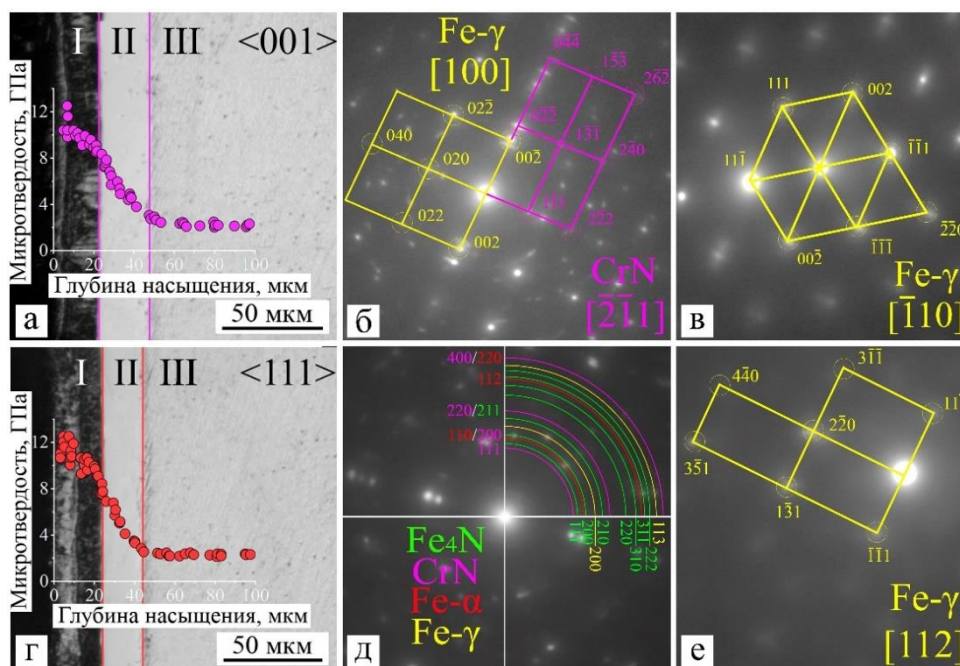


Рисунок 1. Изображения поперечных шлифов $\langle 001 \rangle$ (а) и $\langle 111 \rangle$ (г) монокристаллов АНС после ИПО, совмещенные с профилями микротвердости: I – поверхностный слой, II – диффузионная зона, III – матрица. Электронограммы получены для ПС и ДЗ: $\langle 001 \rangle$ – (б) и (в); $\langle 111 \rangle$ – (д) и (е) соответственно

Профили распределения микротвердости вглубь образца после ИПО также имеют три характерных участка, коррелирующие по толщине с данными, полученными при анализе металлографических изображений (рис.1 (а), (г)). Наибольшее значение микротвердости наблюдается в ПС, вблизи обработанной поверхности монокристаллов. Далее, в ДЗ,

наблюдается плавное снижение значений микротвердости до матричных значений. Снижение значений микротвердости в ДЗ связано со снижением концентрации атомов внедрения N и C в кристаллической решетке Fe- $\gamma_{N,C}$ аустенита. Ориентационная зависимость протяженности поверхностно-упрочненных областей, включающих в себя ПС и ДЗ, может быть обусловлена тем, что диффузия атомов внедрения по октаэдрическим междоузлиям в $\langle 001 \rangle$ направлении проходит быстрее, чем в $\langle 111 \rangle$, где упаковка атомов на поверхности монокристаллов более плотная [3].

Таким образом, результаты, представленные в этой работе, подтверждают существование ориентационной зависимости протяженности поверхностного-упрочненной области в монокристаллах АНС, обработанных в плазме в N/C содержащей среде.

Авторы благодарны д.ф.-м.н. Чумлякову Ю.И., д.ф.-м.н. Киреевой И.В. за предоставленные для исследования монокристаллы и д.т.н. Рамазанову К.Н. за помощь с проведением ИПО. Результаты получены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Список литературы

1. O. Öztürk, D.L. Williamson. Journal of Applied Physics, 1995, 77 (8), 3839-3850.
2. A. Martinavičius, G. Abrasonis, W. Möller. Journal of Applied Physics, 2011, 110 (7), 074907.
3. Мальцева Л.А., Гервасьев М.А., Кутьин А.Б. / Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2007.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ NiCr и Al, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Е.А. Загибалова¹, Д.О. Астапов^{1,2}, К.А. Реунова¹, Е.Г. Астафурова¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

Email: zagibalova.elena@ispms.ru

Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) является одним из наиболее перспективных способов быстрого прототипирования изделий сложной формы. Оно получило широкое распространение из-за высокой эффективности и скорости осаждения. Но существует множество проблем, связанных с аддитивным производством и последующей обработкой изделий, изготовленных из интерметаллидных материалов, востребованных в аэрокосмической промышленности. Исключительные механические свойства жаропрочных сплавов на основе Ni при повышенных температурах достигаются за счет твердорастворного упрочнения хромом и высокой доли упорядоченной γ' -фазы (Ni₃Al). Целью данной работы является определение особенностей микроструктуры, фазового состава и микротвердости интерметаллидного материала, полученного методом двухпроволочного ЭЛАП с использованием промышленных проволок NiCr и Al.

Аддитивно выращенные заготовки с линейными размерами 30×35×40 мм³ были получены методом двухпроволочного ЭЛАП с использованием лабораторного оборудования и программного обеспечения, разработанного в ИФПМ СО РАН. При ЭЛАП обеспечивалась одновременная подача промышленных проволок NiCr ((73-79)%Ni, (20-23)%Cr, (0,9-1,5)%Si, ≤1,5%Fe, ≤0,7%Mn, ≤0,3%Ti, ≤0,03%P, ≤0,02%S, ≤0,2%Al, ≤0,1%C, мас. %) и Al (≥99,5%Al, ≤0,4%Fe, ≤0,3%Si, ≤0,07%Zn, ≤0,05%Mn, ≤0,05%Ti, ≤0,05%Cu) по схеме, подробно описанной в работе [1]. В процессе ЭЛАП в каждом слое было последовательно нанесено шесть дорожек материала параллельно друг другу, с неизменным направлением осаждения (всего 40 слоев, толщина одного слоя 0,5-0,7 мм). Соотношение скоростей подачи проволок составляло NiCr:Al=3:1. Параметры процесса

аддитивного производства были следующие: $P = 1 \times 10^{-3}$ Па, ускоряющее напряжение – 30 кВ, ток пучка – 43 мА, частота сканирования – 100 Гц. В качестве подложки была выбрана аустенитная нержавеющая сталь (Fe, 18%Cr, 8%Ni, 0,1%С). Перед началом двухпроволочной подачи материала было нанесено пять слоев NiCr, чтобы избежать влияние состава подложки на основной материал. В процессе ЭЛАП подложка не охлаждалась. Все микроструктурные характеристики и микротвердость измерялись в зоне двухпроволочной наплавки. Из центральной части заготовки вырезали пластину перпендикулярно направлению наплавки как показано на схеме (Рис. 1а). Пластина была разрезана на три части: верхнюю, центральную и нижнюю. Все образцы были механически отшлифованы и отполированы. Микроструктуру образцов исследовали с помощью светового микроскопа Altami MET 1С. Фазовый состав был определен методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН 7 в $Co-K\alpha$ -излучении. Для качественного фазового анализа использовалась программа PowderCell. Микротвердость измеряли методом Виккерса на микротвердомере AFFRI DM8 с нагрузкой на индентор 100 г.

На рисунке 1 представлено схематическое изображение интерметаллической заготовки, полученной методом ЭЛАП, и микроструктура в верхней, центральной и нижней частях заготовки. Микроструктура достаточно однородна по сечению образца (Рис. 1 б, в, г). Для нее характерна выраженная дендритная морфология. В нижней части заготовки дендритные ветви тоньше и длиннее, что связано с более высокой скоростью охлаждения в начале процесса ЭЛАП [1], но, в целом, микроструктура во всех исследуемых частях заготовки схожая.

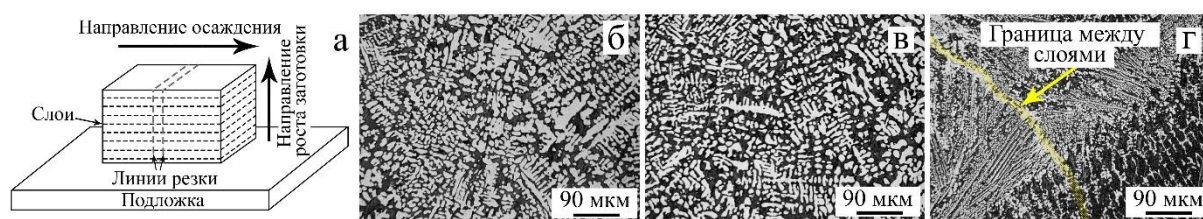


Рисунок 1. Схематическое изображение интерметаллической заготовки, полученной методом ЭЛАП (а). Металлографические изображения микроструктуры в верхней (б), центральной (в) и нижней (г) частях заготовки.

С помощью метода РСА были выявлены две характерные для полученного сплава фазы: Ni_3Al и Ni_3Cr . Интерметаллидная фаза $Ni_3Al(Cr)$, обладающая упорядоченной структурой L_{12} [2], является основной фазой в нижней части заготовки. Для неё характерно появление сверхструктурных рефлексов при малых углах дифракции. При движении от нижней части образца к верхней интенсивность сверхструктурных рефлексов уменьшается, то есть соотношение основных фаз изменяется и в верхней части заготовки преобладает неупорядоченная фаза Ni_3Cr . Помимо этих двух фаз возможно формирование эквиатомных фаз $NiAl$ и сплава на основе Al, но надежно идентифицировать эти фазы на основе рентгеновских данных не удалось из-за малой интенсивности и ограниченного числа рентгеновских линий. Характер полученных рентгенограмм не позволил рассчитать параметры решетки и объемные доли идентифицированных фаз. Таким образом, полученный методом ЭЛАП материал представляет собой интерметаллидный сплав системы Ni-Cr-Al сложного состава на основе фаз Ni_3Al и Ni_3Cr .

Сплав характеризуется относительно равномерным распределением значения микротвердости по заготовке. Среднее значение микротвердости составляет 4,1 ГПа.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что ЭЛАП является перспективным методом получения жаропрочных интерметаллидных материалов, востребованных в аэрокосмической промышленности.

Исследование проведено в рамках проекта государственного задания FWRW-2022-0005. Результаты получены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Список литературы

1. K. Osipovich, K. Kalashnikov, A. Chumaevskii, D. Gurianov, T. Kalashnikova, A. Vorontsov, A. Zykova, V. Utyaganova, A. Panfilov, A. Nikolaeva, A. Dobrovolskii, V. Rubtsov, E. Kolubaev, *Metals* 2023, 13, 279.
2. E.V. Melnikov, E.G. Astafurova, S.V. Astafurov, G.G. Maier, V.A. Moskvina, M.Yu. Panchenko, S.V. Fortuna, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, *Letters on Materials*, 2019, 9 (4), 460-464.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ С ВЫСОКОЙ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe- Mn-Al-Si-C

А.А. Казакова

Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия

Email: kazakova.aa@misis.ru

Стали системы Fe-Mn-Al-C могут образовывать различные микроструктуры, фазовый состав зависит от легирования элементами, стабилизирующими аустенит и феррит, а также образующими карбиды и интерметаллиды. Максимальный эффект повышения удельной прочности за счет снижения прочности достигается за счет легирования легкими элементами: Al, Si, C и тд. Высокое содержание алюминия может повлиять на кристаллическую структуру феррита и привести к B2 и D0₃ упорядочению при медленном охлаждении, что может как упрочнить, так и охрупчить. Кремний ускоряет кинетику образования и роста κ-карбидов в теле зерна и стабилизирует их при высокой температуре.

Целью работы было исследование механических свойств стали Fe-30Mn-10Al-1C с добавлением Si в количестве 3% от массы в литом, закаленном и состаренном состоянии, а также после горячей деформации при температурах 950-1050 °C и скоростях деформации 0,1-10 с⁻¹. Слиток стали диаметром 50 мм длиной 150 мм и массой 3,5 кг был получен из шихтовых материалов технической чистоты методом индукционной плавки. Согласно микроструктурному анализу, в литом состоянии в стали присутствовали феррит, аустенит и смесь из аустенита, феррита и κ-карбидов. Рентгенофазовый анализ показал наличие в феррите упорядоченных фаз со структурным типом B2 и D0₃.

Сталь в литом состоянии обладала твердостью 500 HV 0,5, которую удалось повысить закалкой и старением до 530 и 550 HV 0,5 соответственно, что связано с термическими напряжениями в первом случае и распадом твердых растворов во втором. Испытания на сжатие показали снижение пластичности и предела текучести после закалки, при этом после литья и старения пластичность на одном уровне около 8%. Наибольшая прочность наблюдалась в литом состоянии – истинный предел прочности составил 1960 МПа, удельная прочность 209 000 м²/с².

После горячей деформации твердость составила 500–570 HV 0,5, наибольшая достигалась при максимальной скорости деформации и минимальной температуре. Уменьшение микротвердости с увеличением температуры деформации связано с протеканием процессов разупрочнения – динамического возврата и динамической рекристаллизации. Однако при температуре 950 °C и скорости деформации 0,1 с⁻¹ присутствует снижение твердости, связанное, по-видимому, с природой деформационного поведения аустенита и феррита.

Для исследования прочности стали было проведено сжатие образцов при температурах 950 и 1000 °C и скоростях деформации 0,1 и 1 с⁻¹. В результате горячей пластической деформации пластичность стали увеличилась до 13–16%, также повысился

предел текучести. Максимальный истинный предел прочности в 2100 МПа был получен после деформации с повышенной скоростью. Удельная прочность составила $216\ 000\text{--}233\ 000\ \text{м}^2/\text{с}^2$ что на 50 % больше, чем у разработанных к настоящему времени высокопрочных сталей, применяемых в автомобилестроении.

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СМК-СПЛАВОВ Ni-xCr (x = 2; 5; 12,5 ат. %)

К.Ю. Карамышев, Т.И. Чащухина, Л.М. Воронова, М.В. Дегтярев

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия

Email: karamyshev.imp@mail.ru

Повышение термической стабильности ультрадисперсных материалов, полученных методом большой пластической деформации, является важной научно-технической задачей [1]. В настоящей работе исследовано поведение при отжиге однофазных сплавов системы Ni-Cr с содержанием хрома 2, 5 и 12,5 ат. %, деформированные сдвигом под давлением (СПД) 8 ГПа поворотом наковальни на 5 и 10 оборотов. Образцы имели форму дисков диаметром 5 мм и толщину 0,3 мм. В результате деформации во всех сплавах была получена субмикроструктурная структура (СМК). Средний размер элементов СМК-структуры составил в сплавах: Ni-2Cr – 0,14 мкм, Ni-5Cr – 0,10 мкм, а Ni-12,5Cr – 0,08 мкм.

Отжиг образцов проводили в вакуумной печи в температурном интервале 200-600 °С с шагом 100 °С в течение 1 ч.

Полученные структуры исследовали при помощи сканирующих электронных микроскопов QUANTA 200 Philips и TESCAN MIRA, оснащенных приставками для анализа картин дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD), и просвечивающего электронного микроскопа JEM200CX. Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) позволила исследовать структуру на расстоянии 1,0-1,5мм от центра образцов. По результатам СЭМ определяли спектры углов разориентировки, размеры зерен, разброс ориентировки внутри зерна (GOS – Grain orientation spread). Долю рекристаллизованной

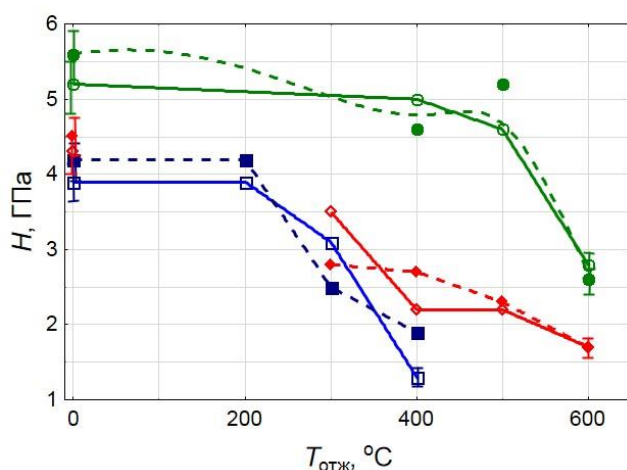


Рисунок 1 - Зависимость твердости от температуры отжига для сплавов никеля с различным содержанием хрома:

- (синий) – 2% Cr, ◆ (красный) – 5%Cr,
- (зеленый) – 12,5%;

пустые символы – 5 об. наковальни;
заполненные символы – 10 об. наковальни.

структуры определяли по значению GOS, к рекристаллизованным относили зерна, в которых GOS не превышает $2,5^\circ$. Просвечивающая электронная микроскопия позволила исследовать структуру на расстоянии $1,5 \pm 0,2$ мм от центра образцов. Размеры элементов структуры (микроструктурных элементов и рекристаллизованных зерен) определяли по светлопольным изображениям, а также по темнопольным изображениям в рефлексе типа $\{111\}$.

В работе [2] было обнаружено, что запасенная энергия деформации сильно влияет на размер рекристаллизованного зерна в сплаве Ni-2Cr. Чем больше запасенная энергия деформации на стадии СМК-структуры, тем больше размер рекристаллизованного зерна.

На рисунке 1 приведены зависимости твердости от температуры отжига для сплавов с разным содержанием Cr. В сплавах с содержанием хрома 2 и 5% после отжига при 300 °С наблюдается сильное понижение твердости, связанное, по-видимому, с рекристаллизацией. Увеличение температуры отжига приводит к дальнейшему снижению твердости, более сильному в сплаве с 2% Cr. В сплаве с содержанием хрома 12,5% значительное изменение твердости происходит только после отжига при 600 °С.

В сплавах Ni-2Cr и Ni-12,5Cr обнаружено, что предварительная деформация влияет на размер рекристаллизованного зерна: большая деформация приводит к увеличению среднего размера зерна. В сплаве Ni-5Cr влияния исходной деформации на размер зерна не обнаружено (рис. 2).

В исследованных СМК сплавах никель-хром рекристаллизация, как и в чистом никеле, развивается путем опережающего роста отдельных центров, не позволяя получить однородную субмикроструктуру. Увеличение содержания хрома в сплаве от 2 до 12,5% приводит к уменьшению размера зерна по завершению рекристаллизации с (после СПД $n=5$ об. с 2,3 до 0,8 мкм соответственно, а после СПД $n=10$ об. с 8 до 2,7 мкм) (рис. 2). Увеличение содержания хрома в сплаве способствует повышению размерной однородности структуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» Г.р.№ АААА-А18-118020190104-3.

Список литературы

1. Zhou Xin, Li Xiuyan, Lu Ke, Scripta Materialia 187, pp. 345-349 (2020).
2. K.Yu. Karamyshev, Frontier Materials & Technologies (4), pp. 41-51 (2023).
3. Ю.Г. Красноперова, М.В. Дегтярев, Л.М. Воронова, Т.И. Чашухина, ФММ 117 (3), сс. 279-286 (2016).

ПРОВЕДЕНИЕ РКУП В ОБОЛОЧКЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ДЕФОРМАЦИИ

**Р.Д. Карелин^{1,2}, В.С. Комаров^{1,2}, И.Ю. Хмелевская¹, В.В. Черкасов¹, В.А. Андреев²,
В.С. Юсупов², С.Д. Прокошкин¹**

¹ Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

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

Email: RDKarelin@gmail.com

В данной работе представлены результаты исследования возможности применения равноканального углового прессования (РКУП) в квазинепрерывном (КН) режиме с использованием специальной оболочки при пониженных температурах деформации никелида титана. Для проведения исследований был выбран сплав Ti-(50,0) ат. % Ni в виде прутков диаметром 6 мм в состоянии после отжига при 750 °С в течение 30 минут с последующей закалкой в воду. В качестве материала оболочки использовали технически чистое железо. Внешний диаметр оболочки составлял 20 мм.

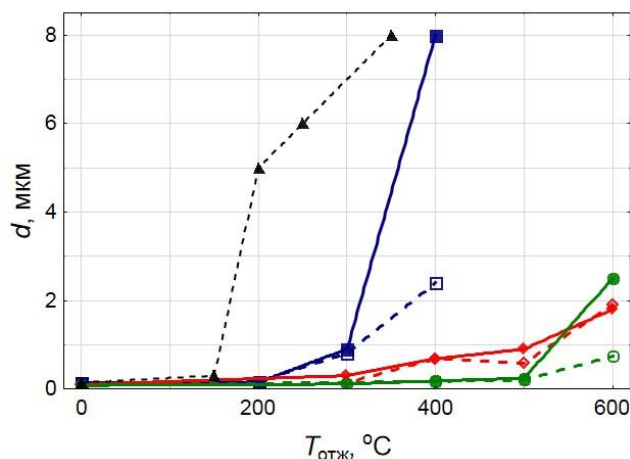


Рисунок 2 – Зависимость среднего размера элементов структуры от температуры отжига для сплавов никеля с различным содержанием хрома: ▲ - чистый никель [3]; ■ (синий) – 2% Cr; ◆ (красный) – 5% Cr; ● (зеленый) – 12,5%; пустые символы – 5 об. наковальни; заполненные символы – 10 об. наковальни.

РКУП заготовки СПФ TiNi в специальной оболочке проводили с углом пересечения каналов 110° при температурах 400, 300, 250 и 200 °С. Процесс осуществляли до максимально возможного количества проходов. Количество проходов контролировали исходя из изменения усилия прессования: при достижении высоких усилий прессования или резкому скачкообразному снижению усилия (при появлении трещины и частичном разрушении образца) следующий проход не проводили. В результате проведения серии экспериментов установлено, что при проведении РКУП в оболочке при температуре 200 и 250 °С возможно осуществить только один проход с сохранением целостности заготовки СПФ TiNi. Увеличение количества проходов до 2 при температуре 250 °С приводит к частичному разрушению заготовки внутри оболочки. Повышение температуры деформации до 300 °С позволяет увеличить количество проходов до 3. Дальнейшее увеличение количества проходов не проводилось из-за резкого роста значений усилия прессования и риска застревания или разрушения заготовки из никелида титана в оболочке в матрице во время проведения деформации. Увеличение температуры деформации до 400 °С позволяет увеличить количество проходов РКУП в оболочке до 7. Дальнейшее увеличение количества проходов не проводили в связи с накоплением значительных степеней истинной деформации и для проведения сравнения полученных результатов с ранее проведенными исследованиями влияния КН РКУП без оболочки, в котором было показано, что КН ПКУП за 7 проходов при 450 °С позволяет добиться формирования равноосной структуры и заметно улучшить комплекс свойств СПФ TiNi.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 22-79-00056.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВИНЦОВОЙ ЛАТУНИ ЛС59-1

М.С. Кищик, А.А. Кищик, А.Г. Мочуговский, А.Д. Котов

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС».

Email: kishchik.ms@misis.ru

Сегодня большое внимание уделяется научным исследованиям, позволяющим улучшить комплекс свойств уже известных промышленных сплавов. Одним из самых широко используемых в промышленности является латунь ЛС59-1. Этот сплав, известный своей высокой прочностью, хорошей обрабатываемостью и устойчивостью к коррозии, активно применяется в производстве различных деталей, особенно в машиностроении и производстве электрических установок. Из них выпускают прутки, полосы, ленты, проволоку, широко используют в производстве водозапорной арматуры, антифрикционных материалов, в часовом производстве.

Для получения высоких механических свойств необходимы методы уменьшения среднего размера зерна. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) позволяет эффективно измельчать зерна путем накопления высокой степени деформации. Всесторонняя ковка - вид деформационной обработки, который позволяет получать ультрамелкозернистую структуру в массивных заготовках без изменения исходной геометрии. Её основная идея заключается в серии осадок на 40-60% в закрытой матрице с изменением оси деформации на 90° [1-3], что позволяет прорабатывать зоны застойной деформации [4, 5].

Целью данной работы является изучение особенностей деформационного поведения многокомпонентной латуни ЛС-59-1 в процессе всесторонней изотермическойковки.

Пластическую деформацию образцов методом всесторонней изотермической осадки с изменением оси деформации после каждого этапа проводили на Универсальной испытательной машине УМЭ–10Т с максимальным усилием 10 тонн при постоянных температурах 400 °С и 500 °С. Выбор температур обусловлен наличием β -трансуса при 450 °С, чтобы оценить различие в деформационном поведении сплава. Образцами для испытаний служили изготовленные на электроэрозионном станке параллелепипеды с рабочими размерами 18×9×9 мм. Для обеспечения постоянных размеров образцов во время осадки использовали специальные ограничители и штампы, позволяющие получать заведомо известные размеры образцов и контролировать степень деформации на каждом этапе. Была реализована схема, в результате которой форма и размеры образцов возвращались к исходным.

Реализованная схема накапливала за одну осадку 0,8 истинной деформации и 2,4 за полный цикл смен осей деформации. Деформация шла по двум из трех осей, причем после каждой осадки геометрия образца оставалась постоянной (что позволяло использовать один штамп). Для проработки всех деформационных осей в образце после каждой осадки, образец поворачивался на 90° относительно исходного положения после каждой операции. Также для уменьшения коэффициента трения использовали графитовую смазку. Скорость деформации при осадке равнялась $7 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Для каждой из температур было проведено 6 полных циклов всесторонней изотермической осадки.

На рисунке 1 представлены кривые деформации, полученные в процессе всесторонней изотермическойковки при 400 и 500 °С.

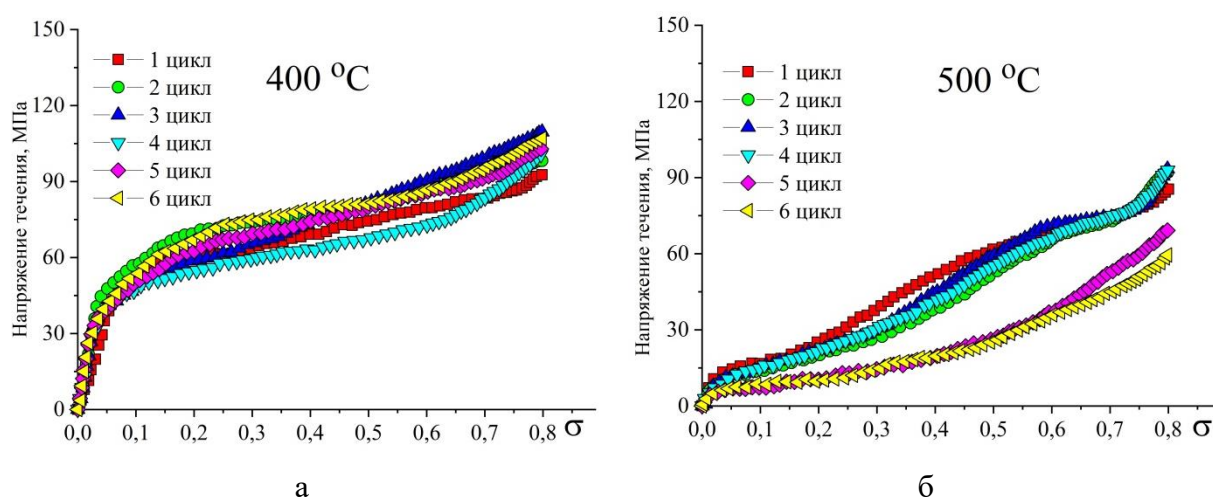


Рисунок 1. Графики зависимости напряжения от деформации в процессе ВИК при 400 °С (а) и 500 °С (б).

Таблица 1. Твердость образцов в разных состояниях.

Тип обработки	Исх. после отжига	ВИК 400 °С, 3 цикла ($\Sigma\varepsilon=7,2$)	ВИК 400 °С, 6 циклов ($\Sigma\varepsilon=14,4$)	ВИК 500 °С, 3 цикла ($\Sigma\varepsilon=7,2$)	ВИК 500 °С, 6 циклов ($\Sigma\varepsilon=14,4$)
HV	103±7	274±22	323±21	253±18	252±16

Деформационная обработка при 400 °С в области $\alpha+\beta'$ приводит к более высокому напряжению течения по сравнению с классической горячей деформацией в $\alpha+\beta$ области при температурах 500 °С и выше. Однако, за счет жесткой деформационной схемы ВИК деформация при 400 °С не приводит к охрупчиванию и разрушению деформируемого

материала и позволяет получать материал с повышенным комплексом свойств. При такой деформации снижается термическое разупрочнение, которое, из-за повышенных температур, получает значительное развитие в процессе деформации, отчетливо наблюдающееся при 500 °С, что подтверждается анализом изменения твердости на разных этапах (Таблица 1).

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 23-79-01080.

Список литературы

1. Mikhaylovskaya A. V. et al. Scr. Mater. Elsevier Ltd, 2022. Vol. 218, № March. P. 114804.
2. Kishchik M.S. et al. Materials (Basel). 2018. Vol. 11, № 11.
3. Langdon T.G. Acta Mater. Acta Materialia Inc., 2013. Vol. 61, № 19. P. 7035–7059.
4. Dziubińska A. et al. Procedia Manuf. 2. 2015. Vol. 2, № February. P. 337–341.
5. Kishchik M.S. et al. Phys. Met. Metallogr. 2020. Vol. 121, № 6. P. 597–603.

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР ДИНАМИЧЕСКОЙ ПОЛИГОНИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

В.С. Комаров^{1,2}, Р.Д. Карелин^{1,2}, В.В. Черкасов¹, В.С. Юсупов², С.Д. Прокошкин¹

¹ Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

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

Email: vickomarov@gmail.com

Никелид титана (TiNi) является наиболее применяемым в различных отраслях техники сплавом с памятью формы (СПФ). Улучшение комплекса свойств СПФ TiNi связано с формированием в сплаве ультрамелкозернистой структуры, что является сложной научно-технологической задачей. Одной из перспективных схем интенсивной пластической деформации является мегапластическая деформация кручением (МДК), при которой возможно накопить большие степени деформации в прутках диаметром 4-5 мм при температурах протекания процессов динамической полигонизации. В данной работе проведено исследование влияния МДК в интервале температур 300-500 °С на структуру и комплекс свойств СПФ TiNi. Анализ диаграмм деформации позволил установить, что критическая температура проведения МДК – 300 °С и ниже, поскольку при накоплении истинной деформации $\epsilon = 0,23$ (менее 1 полного оборота) происходит разрушение образца. Увеличение температуры проведения деформации до 350 °С позволяет накапливать не менее $\epsilon = 4,3$, что соответствует 14 полным оборотам. Последующее повышение температуры МДК до 500 °С позволило выполнить 30 полных оборотов без разрушения образца. МДК способствовала повышению твердости СПФ TiNi в сравнении с исходным состоянием с 178 до 245 ед. HV. Структурно-фазовый анализ позволил установить, что дефектность кристаллической структуры СПФ TiNi после МДК повышается при понижении температуры деформации. Деформация при температуре 350 °С способствует формированию в сплаве развитой дислокационной субструктуры с средним размером элементов менее 500 нм. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии установлено, что МДК приводит к изменению стадийности мартенситных превращений (МП), которые после деформации протекают через промежуточную R-фазу. МДК также сопровождается значительным снижением температур прямого и обратного МП по сравнению с исходным состоянием. Максимальная полностью обратимая деформация образцов после деформации кручением достигала 7,9 %.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-00304).

ВЛИЯНИЕ СКВАЖНОСТИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНА

О.Е. Корольков, В.В. Столяров

Институт машиноведения РАН, Москва

Email: korolkov_oleg@vk.com

Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, при котором наблюдается снижение сопротивления металла деформации, а также повышение его пластичности под влиянием электрического тока высокой плотности [1]. ЭПЭ в зависимости от вида и режима тока может проявляться как в виде отдельных скачков напряжений вниз [2] в упругой и упругопластической области при импульсном характере тока и соответствующей критической плотности, так и в виде снижения напряжений течения (при постоянном или высокочастотном токе) [2]. Физический механизм ЭПЭ в основном обсуждается в рамках теплового эффекта тока и электрон-дислокационного взаимодействия («электронный ветер») [1].

В качестве материала для данного исследования использовался крупнозернистый титан марки Grade 4 (ASTM F67-06) после отжига (350°C / 1 час). Испытания на растяжение проводились согласно блок-схеме, показанной на рис. 1 в следующей последовательности: без тока (образец №1), затем при плотности тока j равной 100, 200, 300, 400 А/мм² (образцы №2-5).

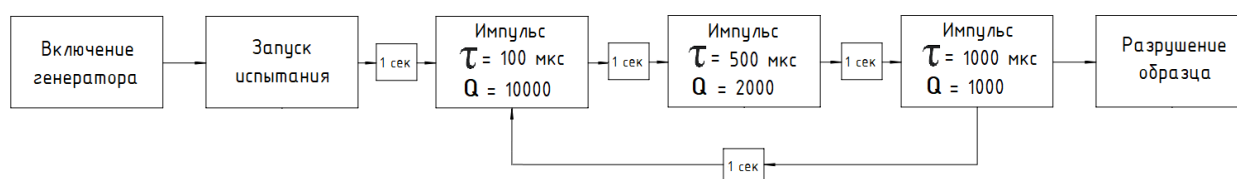


Рисунок 1. Блок-схема последовательности изменения режима тока при растяжении с постоянной плотностью тока

Отдельные импульсы длительностью 100; 500; 1000 мкс при одинаковой частоте 1 Гц последовательно вводились в процессе растяжения каждого образца. Изменение длительности импульса при сохранении частоты тока приводило к изменению скважности Q от 1000 до 10000 (см. рис.1).

На рис.2 показаны кривые напряжение – деформация титанового сплава Grade 4 в крупнозернистом состоянии с размером зерен 20-25 мкм. Испытание без тока (кривая 1) характеризуется наличием площадки текучести, незначительным деформационным упрочнением и локализацией деформации преимущественно в шейке. Испытание с током плотностью $j = 100$ А/мм² (кривая 2) сопровождается слабым снижением напряжения течения, без проявления отдельных скачков на кривой нагружения. Повышение плотности тока до $j = 200$ А/мм² (кривая 3) не приводит к дальнейшему снижению напряжения течения, но сопровождается отдельными скачками напряжения вниз (7 МПа) соответствующим длительности импульса 1мс. Повышение плотности до $j = 300$ А/мм² (кривая 4) сопровождается заметными скачками напряжения вниз 7-15 МПа при длительностях импульса $\tau = 1000$ и 500 мкс соответственно. Отмечается снижение напряжения течения, изменение характера деформационного упрочнения. После достижения предела прочности, происходит снижение напряжения течения, кривая выходит на «плато», дающее в итоге значительный прирост пластичности (40%). Отключение подачи тока приводит к деформационному упрочнению и увеличению напряжения течения с резким формированием шейки и последующим разрушением.

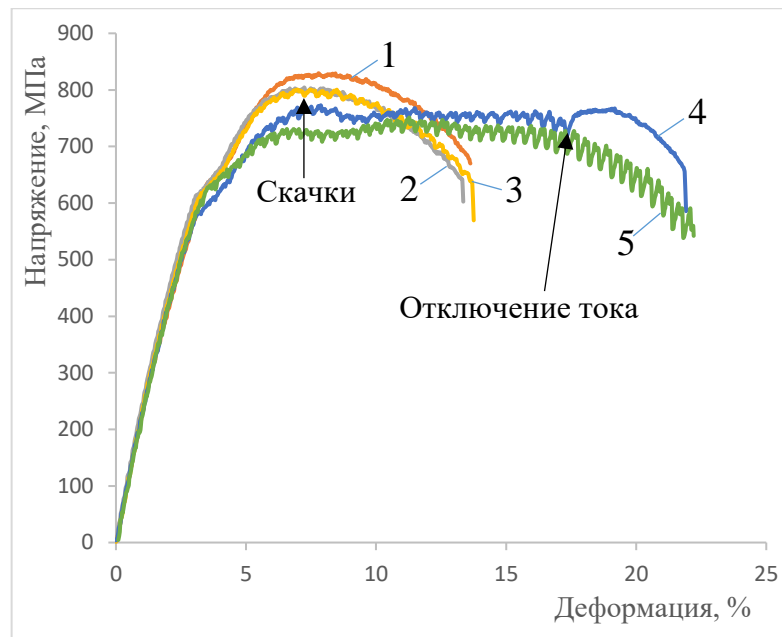


Рисунок 2. Кривые напряжение-деформация K3 Grade 4: 1 – без тока, $T = 25^{\circ}\text{C}$; 2 – $j = 100 \text{ А/мм}^2$, $T = 25^{\circ}\text{C}$; 3 – $j = 200 \text{ А/мм}^2$, $T = 32^{\circ}\text{C}$; 4 – $j = 300 \text{ А/мм}^2$, $T = 50^{\circ}\text{C}$; 5 – $j = 400 \text{ А/мм}^2$, $T = 72^{\circ}\text{C}$

Увеличение плотности тока до $J = 400 \text{ А/мм}^2$ (кривая 5) привело к дальнейшему снижению напряжения течения и предела текучести с сохранением «плато» после достижения предела текучести. На кривой 5 ток не отключался, что привело к росту амплитуды скачков в развивающейся шейке и последующим разрушением образца. Для длительности импульса $\tau = 100 \text{ мкс}$ скачков не наблюдается ни на одной кривой.

Температура при самом интенсивном воздействии (максимальной плотности тока) не превышала 72°C , что указывает на преимущественно нетепловую природу наблюдаемых явлений. Испытание с током плотностью $j = 100 \text{ А/мм}^2$ (кривая 2) не привело к образованию скачков напряжения вниз, поскольку плотность и длительность импульса были ниже критических значений для их проявления. Снижение напряжения течения, по-видимому, связано с релаксационными явлениями, вызванными током. Повышение плотности тока до $j = 200 \text{ А/мм}^2$ сопровождается скачками только для максимальной длительности импульса (1000 мкс), что свидетельствует о важности не только плотности, но и длительности импульса тока для проявления ЭПЭ. Увеличение относительного удлинения до разрушения с 12% (без тока) до 20% ($j = 300; 400 \text{ А/мм}^2$), указывает на оптимальность применяемых режимов. Восстановление напряжения течения после отключения тока (кривая 4) указывает на обратимое действие тока *in situ* и, возможно, на незначительные структурные изменения материала под действием тока. Увеличение амплитуды скачков на участке активного роста шейки (кривая 5) объясняется кратным повышением плотности тока, связанного с уменьшением площади поперечного сечения образца. Снижение предела текучести является результатом увеличения плотности тока. На всех кривых отсутствуют скачки после прохождения импульса тока с длительностью $\tau = 100 \text{ мкс}$, что указывает на наличие критической длительности импульса большей чем 100 и меньше, чем 500 мкс.

Список литературы

1. Ю.В. Баранов, О.А. Троицкий, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин, *Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы* (МГИУ, Москва 2001)
2. Корольков О.Е., Пахомов М.А., Поляков А.В., Валиев Р.З., Столяров В.В. *Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов* **14**, сс. 639 – 651 (2022)

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПРОВОЛОЧНОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

К.В. Круковский, Д.Ю. Жапова, А.А. Гусаренко, С.А. Мартынов

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

Email: kvk@ispms.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) нашли широкое применение в медицине, в том числе в качестве имплантатов сердечно-сосудистой системы [1]. Интерес к сплавам на основе никелида титана обоснован сочетанием высоких физико-механических и уникальных функциональных (эффекты памяти формы и сверхэластичности) свойств данных сплавов. Однако сплавы на основе TiNi трудно обрабатывать с помощью традиционного производства, что обусловлено высоким износом инструмента и трудоемким этапом механической обработки заготовок, которые связаны с высокой удельной теплоёмкостью материала и низкой теплопроводностью [2]. Таким образом, потребность в практическом методе с более низкой себестоимостью, а также высокой производительностью привела к повышению интереса исследователей к использованию методов электронно-лучевого проволочного аддитивного производства (ЭЛАП) для изготовления изделий, имеющих форму, близкой к заданной. Вместе с тем, методы аддитивного производства имеют ряд сложностей при использовании сплавов на основе TiNi в качестве сырья. Во-первых, тип используемой подложки. Использование подложки из титана приводит к формированию фаз Ti₂Ni и Ti₄Ni₂O_x в областях, близких к подложке, вследствие диффузионного обогащения атомами титана. При повышении высоты стенки состав материала приближается к составу исходного сырья [3, 4].

В данной работе была проведена печать образцов на титановой подложке проволокой из сплава на основе никелида титана (Ti_{49,3}Ni_{50,7} (% ат.)). Целью работы было определить величину зоны диффузионного обогащения атомами титана и её влияние на структурно-фазовое состояние полученных образцов в зависимости от стратегии печати. Образцы были напечатаны на установке электронно-лучевого проволочного аддитивного производства с использованием двух стратегий: тонкостенные образцы и образцы в виде бруска. Были напечатаны тонкостенные образцы высотой 25 мм, шириной 30 мм и толщиной 3-5 мм, а также образцы в виде бруска высотой 15 мм, шириной 30 мм и толщиной 25 мм. В качестве подложки использовалась пластина титана VT1-0 толщиной 5 мм.

Микроструктуру и фазовый состав напечатанных образцов изучали с помощью растрового электронного микроскопа с приставками для исследований методом анализа дифракции обратно рассеянных электронов и методом энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа.

Результаты исследований методом дифракции обратно рассеянных электронов показали, что образцы, напечатанные по использованным стратегиям (тонкостенный образец и образец в виде бруска), состоят из фазы B2 никелида титана и фазы Ti₂Ni. В тонкостенном образце на расстоянии 3 мм от подложки объёмная доля фазы Ti₂Ni составляла около 25%. С увеличением высоты объёмная доля фазы Ti₂Ni плавно уменьшалась и у вершины образца составляла 5%. В образце в форме бруска объёмная доля фазы Ti₂Ni была больше и изменялась по высоте от 50% на расстоянии 3 мм от подложки до 15% у вершины образца. В случае тонкостенного образца, морфология фазы Ti₂Ni представляла из себя ячеистую структуру, стенки ячеек состояли из отдельных кристаллитов. В образце в форме бруска зёрна фазы Ti₂Ni имели равноосную форму.

Исходя из полученных результатов, можно сделать предположение, что стратегия, предполагающая печать образцов, контактирующих с подложкой по большей площади, приводит к увеличенной, по сравнению с тонкостенными образцами, диффузии атомов подложки в образец.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (№ 24-29-00598).

Список литературы

1. Li Y., Yang C., Zhao H., Qu S., Li X., Li Y. / Materials. – 2014. – Vol. 7. – No. 3. – P. 1709-1800.
2. Kaya E., Kaya I. / The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 100. – P. 2045-2087.
3. Li B., Wang L., Wang B., Li D., Cui R., Su B., Yao L., Luo L., Chen R., Su Y., Guo J., Fu H. / Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 48. – P. 102468.
4. G.Chen / Applied Materials Today. – 2023. – Vol. 31. – P. 101749

УСОВЕРШЕНСТВОВАННАЯ МЕТОДИКА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ ПРИ СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКЕ QUENCHING- PARTITIONING

М.В. Майсурадзе¹, М.А. Рыжков¹, А.А. Куклина^{1,2}, Е.В. Антаков¹

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

² ФГБОУ ВО Уральский государственный горный университет

Email: spirallog@gmail.com

По методике [1] для стали 20X2Г2СНМА рассчитана зависимость доли остаточного аустенита от температуры изотермической закалки при температуре ниже M_n (рис. 1). Максимальное количество остаточного аустенита (до 27 %) должно сохраниться в исследуемой стали после изотермической закалки при температуре 280 °С. Рентгеноструктурный анализ показал, что содержание остаточного аустенита при разной продолжительности выдержки составляет от 5...6 % до 8...10 %. Отклонения обусловлены тем, что методика [1] не учитывает формирования изотермического бейнита во время выдержки, а также образование карбидов.

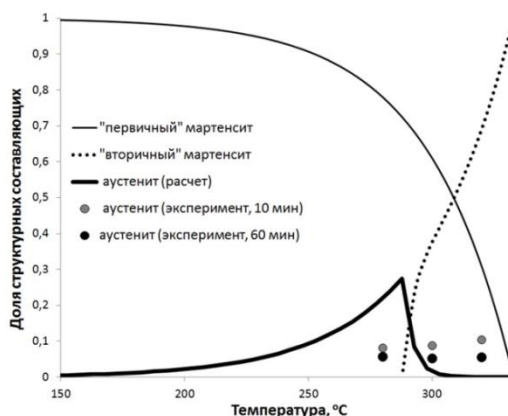


Рис. 1. Результат расчета микроструктуры стали 20X2Г2СНМА после изотермической и ступенчатой закалки по методике [1]

Усовершенствованная методика подразумевает следующую последовательность расчетов. Определяется температура начала мартенситного превращения, например, по уравнению, приведенному в работе [2]. Зная температуру M_n , можно при помощи уравнения Коистинена-Марбургера [3] рассчитать количество «первичного» мартенсита, R_{M1} , образующегося в стали при охлаждении до разных температур изотермической

выдержки. Затем определяется количество непревращенного аустенита, имеющегося в стали на момент начала изотермической выдержки ($P_{A1} = 1 - P_{M1}$). При помощи уравнения Остина-Риккета [4] вычисляется количество бейнита, P_B , образующегося во время изотермической выдержки продолжительностью τ при разных температурах ниже M_n . Для каждой температуры изотермической выдержки, которой соответствует определенная равновесная концентрация углерода в аустените, C_γ^p , определяется равновесная доля бейнита P_B^p :

$$P_B^p = [(C_0 - C_\gamma^p) / (C_k \times D - C_\gamma^p)] - P_{M1}, \quad (1)$$

где C_0 – исходная концентрации углерода в стали; C_k – содержание углерода в карбидной фазе (6,67 масс. %); D – количество карбидной фазы, выделяющейся из α -фазы бейнита и «первичного» мартенсита (0,015...0,030 [5]). Долю бейнита P_B , рассчитанную по уравнению Остина-Риккета, сравнивают с равновесной долей P_B^p . В случае, если расчетная доля бейнита P_B превышает равновесную, для дальнейших вычислений используется равновесная доля P_B^p .

После определения доли бейнита вычисляется доля непревращенного аустенита, имеющегося в стали на момент окончания выдержки, P_{A2} и вычисляется содержание углерода в нем на момент окончания изотермической выдержки:

$$C_\gamma = (C_0 - D \times (P_{M1} + P_B)) / P_{A2}. \quad (2)$$

Зная содержание углерода в непревращенном аустените, можно определить температуру начала образования «вторичного» мартенсита и рассчитать количество «вторичного» мартенсита, P_{M2} , формирующегося при охлаждении до комнатной температуры. Вычисляется итоговое количество остаточного аустенита, сохраняющегося в стали при комнатной температуре, P_{OA} :

$$P_{OA} = P_{A2} - P_{M2}. \quad (3)$$

Итоговый результат расчета для стали 20X2Г2СНМА приведен на рис. 2. Как видно, предлагаемая усовершенствованная методика позволяет более достоверно (по сравнению с оригинальной методикой) определять содержание не только остаточного аустенита, но и других структурных составляющих стали, формирующихся после изотермической закалки в температурном интервале мартенситного превращения.

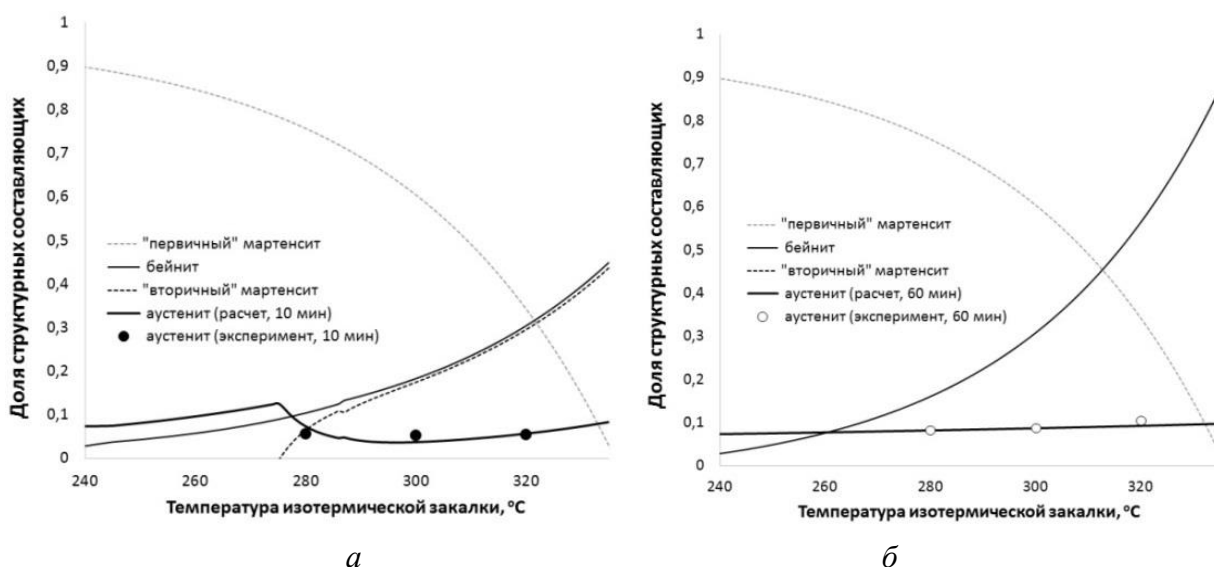


Рис. 2. Сравнение расчетной и экспериментальной доли остаточного аустенита в стали 20X2Г2СНМА после изотермической закалки: а) 10 мин; б) 60 мин

Список литературы

1. D.V. Edmonds [et al.], Materials Science and Engineering A 2006, 438–440, p. 25-34.
2. M.V. Maisuradze [et al.], Steel in Translation 2023, 53, №6, p. 562-570.
3. D.P. Koistinen, R.E. Marburger, Acta Metallurgica 1959, 7, p. 59-60.
4. А.С. Куркин Заводская лаборатория. Диагностика материалов 2019, 85, с. 25-32.
5. S. Lin [et al.], Materials Characterization 2022, 185, 111774.

ДИНАМИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ ДИСКРЕТНОГО ПОДРАСТАНИЯ ГРАНЕЙ ПОВЕРХНОСТНОГО МАРТЕНСИТА С ГАБИТУСАМИ ВБЛИЗИ $\{112\}$

Н.М. Кащенко

Уральский федеральный университет, ул. Мира 19, г. Екатеринбург, Россия

E-mail: nad.kashenko@yandex.ru

Поверхностный мартенсит (ПМ) наблюдается обычно в прилегающем к поверхности образца слое после электролитической полировки. Температура начала превращения M_s , как правило, превышает стартовую температуру в объеме образца на некоторую величину Δ . Для определенности здесь рассматривается ПМ, возникающий при γ - α мартенситном превращении (МП) в сплавах на основе железа. В этом случае $\Delta \approx (30 - 50)$ К. Напомним, что МП протекает кооперативным путем. Это означает наличие механизма управления формированием мартенситного кристалла, что отражается в существовании макроскопических морфологических признаков, однозначно связанных между собой (габитусная плоскость, макросдвиг, межфазные ориентационные соотношения) [1]. В [2] для сплава Fe-30%Ni установлено, что габитусы ПМ близки к $\{121\}_\gamma$, а направления макросдвига S не лежат в плоскостях габитусов и близки к $\langle 1\bar{2}1 \rangle_\gamma$. Попытка интерпретации этих данных в рамках кристаллогеометрического подхода [3] привела к выводу о неприменимости такого подхода к случаю ПМ. Дело в том, что методика [3] базируется на представлении о габитусе как макроскопически инвариантной плоскости. С этих позиций сравнительно успешной оказалось лишь описание габитусов типа $\{3\ 10\ 15\}_\gamma$, связывающее макроинвариантность габитуса с определенным соотношением двойников превращения тонкой (внутренней) структуры кристалла.

Динамическая теория МП (см., например, [4, 5]) использует концепцию управляющего волнового процесса (УВП). Представления о зародышах мартенсита заменяется представлением о начальном возбужденном состоянии (НВС), возникающем скачкообразно в определенных областях упругого поля дислокационных центров зарождения (ДЦЗ). Выделяющаяся энергия (преимущественно в виде колебаний) порождает пару относительно длинноволновых пучков (I-волны), наложение которых обеспечивает формирование габитусной плоскости. Важно, что ориентация габитуса не связана с тонкой структурой кристалла, главную роль в описании которой играют относительно коротковолновые s-смещения, действующие согласованно с I-волнами. Тогда, используя значения упругих модулей исходной фазы, уже на стадии описания пороговой деформации можно получить информацию об ожидаемых габитусах и направлениях макросдвига для сопоставления с наблюдаемой морфологией. Этот подход, при использовании данных [6], позволил в [7] установить ДЦЗ для кристаллов ПМ с габитусами, близкими к $\{11\bar{2}\}$. Функции ДЦЗ выполняют сегменты прямоугольных дислокационных петель вдоль направлений $\langle 1\ \bar{1}\ 0 \rangle$. Петли лежат в плоскостях $\{111\}$ и имеют векторы Бюргерса вдоль $\langle 0\ \bar{1}\ 1 \rangle$. Строго говоря, эта интерпретация относится к первой стадии быстрого образования кристалла в форме рейки. Последующее подрастание происходит в изотермических условиях, причем визуально воспринимается как медленный процесс. В [2] фиксировались изменения размеров сечений кристаллов ПМ поверхностями

{001} и {121} и условно вводились скорости роста в «длину» и в боковом направлении для таких сечений. Например, для следа $[01\bar{2}]$ габитуса (121) на плоскости (100) рост в «длину» означает движение приращение следа в указанном $[01\bar{2}]$ – направлении. Скорости роста варьируются в диапазоне (0.001-100)мм/с, причем скорость в длину больше боковой по порядкам величин. Нетрудно понять, что в динамической теории [4, 5] подобные скорости можно считать следствием быстрых (со сверхзвуковой скоростью $v \approx 7 \cdot 10^3$ м/с) скачков прироста размера Δl за малое время $\Delta t \approx \Delta l/v$, чередующихся с длинными паузами $\tau \gg \Delta t$ между последовательными приростами. Естественно принять $\tau \approx 0.04$ с, поскольку при частоте 24-25 кадров в секунду глаз воспринимает смену кадров как непрерывное движение. Тогда, например, наибольшей «скорости» 100 мм/с соответствует $\Delta l \approx 4$ мм (при $\Delta t \approx 10^{-6}$ с).

Идеализированная модель прироста любой грани кристалла предполагает, что после 1 этапа быстрого роста возникает кристалл с плоскими гранями прямоугольной формы, причем ребра кристалла образуют прямоугольные дислокационные петли, обладающие одинаковыми векторами Бюргерса, коллинеарными направлению макросдвига. Так, для кристалла с габитусом (121) ребра коллинеарны $[10\bar{1}]$, $[121]$, $[1\bar{1}1]$, а направление макросдвига $\parallel [1\bar{2}1]$. Соответственно, грани кристалла параллельны $(10\bar{1})$, (121) , $(1\bar{1}1)$. Тогда прирост любой грани можно описать динамической моделью, аналогичной модели возникновения исходного кристалла. Ясно, однако, что идеальное сочленение прирастающих областей с исходной гранью маловероятно. Поясним это на примере результатов анализа упругого поля ДЦЗ 1 - петли, обрамляющей грань $(10\bar{1})$, с сегментами $\Lambda_1 \parallel [121]$, $\Lambda_2 \parallel [1\bar{1}1]$, имеющих длины (в единицах параметра решетки) $L_1=1000$, $L_2=5000$. Во-первых, чтобы не было прослоек остаточного аустенита, локализация НВС (порождающего УВП, описывающий «габитус» $(10\bar{1})$) должна соответствовать углам θ близким к 0° или $\pm 180^\circ$ (напомним, угол θ отсчитывается от плоскости петли). Такие НВС имеются. Во-вторых, рост кристалла идет в направлении, ортогональном длинной оси НВС, задаваемой собственным вектором ξ_3 поля деформаций ДЦЗ 1. Это означает, что воспроизведение исходной формы петли возможно, если $\xi_3 \parallel \Lambda_1$ либо Λ_2 . Условие $\xi_3 \parallel \Lambda_1$ выполняется, но только в центральной области петли, где величины деформаций почти на порядок меньше, чем в окрестности сегмента Λ_1 . Однако в этой окрестности направление ξ_3 отклоняется от Λ_1 на $\approx 14^\circ$. Старт УВП из окрестности Λ_1 приведет к формированию слоя α – фазы и ДЦЗ 2, дислокационная петля которого развернута относительно петли ДЦЗ 1, а направление вектора Бюргерса (направление сдвига в возникшем слое) близко $[0.64 \ 0.4\bar{1} \ 064]$. Таким образом, имеется ясный алгоритм описания дискретного (последовательного) подрастания граней, ведущий к морфологическим изменениям. Кроме того, достаточно просто объясняется наблюдаемый эффект [2] полярного изменения размеров следа растущего кристалла ПМ.

Отдельного внимания заслуживает обсуждение вероятной тонкой двойниковой структуры для кристаллов ПМ.

Список литературы

1. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. М.: Наука, 1977. 236 с.
2. Klostermann J.A. Inter. Simpos. on the Mechanism of Phase Transfor. In Crist. Solids. July 1968. Univ. of Manchester. P. 143 – 151.
3. . M.S.Wechsler, D.S. Lieberman, T.A. Read // Journal of Metals. 1953, November. P. 1503–1515.
4. Волновая модель рост мартенсита при γ - α превращении в сплавах на основе железа / М.П. Кашенко. М.-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», ИИКИ, 2010. 280 с.
5. М.П. Кашенко, В.Г. Чащина // УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345-364.
6. Haush G. Acta Met. 1973. V.21. № 4. P. 401-414.
7. Кашенко Н.М. Сборник статей XXII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов — молодых ученых. – Екатеринбург : Издательство Издательский Дом «Ажур», 2023. –С. 177-180.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-Mg-Si-Cu ПРИ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ

А.Г. Мочуговский, О.А. Яковцева, А.В. Михайловская

Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, РФ, Москва, Ленинский пр-т, 4, 119049

Email: mochugovskiy.ag@misis.ru

Создание алюминиевых сплавов с микрозеренной структурой является актуальной проблемой металловедения. Микрозеренная структура позволяет добиться уникального комплекса свойств в материалах: сочетания повышенной пластичности, формуемости и высокой прочности [1]. Измельчения зерна в сплавах на основе Al является задачей многочисленных исследований, отражающих современные потребности промышленности [2]. Сплавы на основе Al-Mg-Si широко используются в промышленности ввиду их высокой коррозионной стойкости и удельной прочности. Кроме того, сплавы на основе Al-Mg-Si обладают хорошей формуемостью при низких температурах. Однако при повышенной температуре из-за малолегированного твердого раствора сплавы данной группы склонны к росту зерен, что затрудняет формирование мелкозернистой структуры [3]. Рост зерен приводит к неоднородности структуры и обеспечивает неоднородное течение и уменьшению равномерного удлинения сплавов при деформации в условиях повышенных температур.

Перспективным методом формирования микрозеренной структуры в металлических материалах является всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) [4,5], позволяющая подвергать интенсивной деформации массивные образцы при сохранении их геометрии, достигая размера зерна 0,5-2 мкм. Несмотря на эффективность метода ВИК, обеспечение термической стабильности зеренной структуры требует особого подхода. Для подавления роста зерен в сплавы Al обычно легируют малыми добавками переходных металлов (ПМ), среди которых Sc и Zr являются наиболее эффективными.

Данное исследование посвящено созданию микрозеренной структуры в сплаве Al-Mg-Si-Cu посредством ВИК и микролегирования добавками Sc и Zr. В работе исследованы эволюция структуры сплава Al-Mg-Si-Cu-Sc-Zr при ВИК в широком диапазоне температур и кумулятивных деформаций. В работе исследован сплав (масс.%) Al-1.2Mg-0.7Si-1.0Cu-0.1Sc-0.2Zr. Сплав получен наполнительным литьем в медную водоохлаждаемую изложницу. Температура расплава перед разливкой составляла 780 °С. Полученные слитки отжигали по двухступенчатому режиму с температурой первой ступени 350 °С (8 с) и второй ступени 480 °С (3 ч). ВИК осуществляли с помощью гидравлического пресса, обеспечивающего усилие 50 тонн. Эволюцию структуры при ковке изучали на небольших образцах размером 8×8×16 мм. Процессковки включал в себя несколько циклов. Каждый цикл включал три прохода во взаимно перпендикулярных направлениях. После каждого прохода образцы поворачивали на 90° для сохранения многоосной деформации. Один проход обеспечил деформацию 0,8, а совокупная деформация за полный круг составила 2,4.

В литом состоянии структура сплава состояла из твердого раствора на основе алюминия и частиц фаз Al₂Cu и Mg₂Si. После гомогенизационного отжига происходило растворение частиц Al₂Cu, а фаза Mg₂Si фрагментировалась и сферодизировалась. Объемная доля частиц Mg₂Si после отжига составляла 2.0 %. Также в сплаве были обнаружены фазы, содержащие скандий, предположительно фаза W(AlCuSc) и AlSc₂Si₂. Методом просвечивающей электронной микроскопии в сплаве после гомогенизации были обнаружены частицы фазы Al₃(Sc,Zr) со структурным типом L1₂ и размером 10±1 нм, которые обеспечивали сдерживание роста зерен при ВИК в соответствии с механизмом Зинера.

ВИК проводили при температурах 150, 250 и 350 °С. Микроструктуры сплава анализировали после 3 и 6 циклов. В процессе ВИК частицы Mg_2Si фрагментировались. Их размер в зависимости от температуры и количества циклов ВИК менялся незначительно и составлял 1,3-1,5 мкм. Коэффициент формы частиц варьировался от 0,62 до 0,66.

Увеличение степени накопленной деформации и температуры ВИК привело к увеличению однородности распределения частиц. Частицы с ярким контрастом наблюдали в образцах подвергнутых ВИК при температуре 250-350°С. Предположительно данные частицы образовались в результате старения, происходившего при нагреве в процессе ВИК. Согласно литературным данным, частицы соответствуют типичной для сплавов системы Al-Mg-Si-Cu фазе Q-(AlMgSiCu) [67].

Данные дифракции обратно-отраженных электронов (ДОРЭ) для исследованного сплава после 6 циклов ВИК (Рисунок 1) позволили оценить параметры зеренной структуры. Средний размер субзерен/зерен составил $0.9\pm 0.1/1.2\pm 0.1$ мкм, $1.7\pm 0.1/2.0\pm 0.1$ мкм и $1.8\pm 0.1/2.1\pm 0.1$ мкм для 150, 250 и 350 °С, соответственно. Как видно, ВИК значительно измельчает зерно исследуемого сплава. Эффект измельчения зерна является результатом рекристаллизации. Снижение температуры ВИК до 150 °С привело к уменьшению размера зерна/субзерен. Высокую объёмную долю малоугловых границ наблюдали послековки при 150 °С. Это явление говорит о том, что непрерывная динамическая рекристаллизация является доминирующим механизмом рекристаллизации, действующим при ВИК исследованного сплава [69].

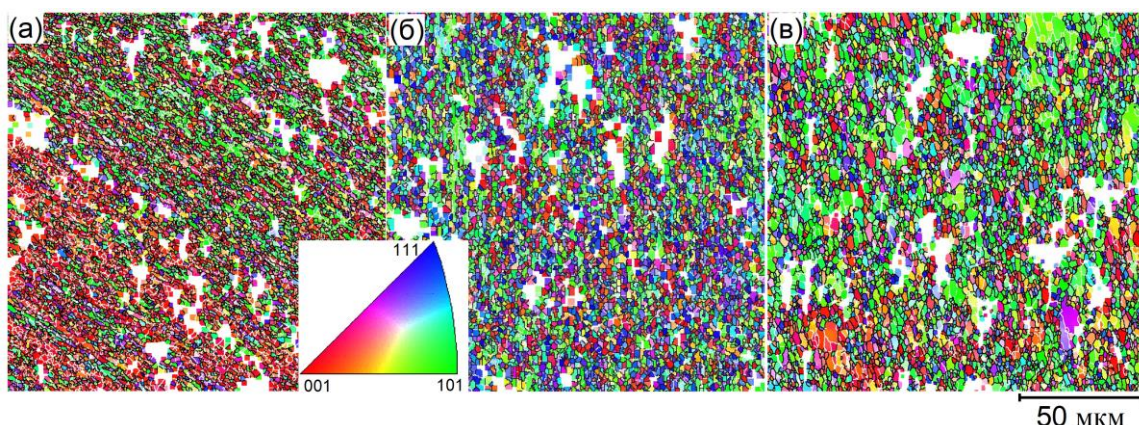


Рис.1 Карты ДОРЭ для исследованного сплава после 6 циклов ВИК при (а) 150, (б) 250 и (в) 350 °С.

Таким образом, в работе изучена эволюция микроструктуры в сплаве Al-1.2Mg-0.7Si-1.0Cu-0.1Sc-0.2Zr при всесторонней ковке

В ходе кристаллизации в исследуемом сплаве образуются две Sc-содержащие фазы: обогащенная медью W(AlCuSc)-фаза с растворенными атомами Si и не содержащая медь фаза AlSc₂Si₂.

Формирование микрозеренной структуры со средним размером зерен 1,2-2,1 мкм происходило в сплаве при ВИК в диапазоне температур 150°С -350 °С благодаря эффекту сдерживания роста зерен наноразмерными L1₂ дисперсоидами, стимулированному зародышеобразованию на крупных частицах Mg_2Si и большой накопленной деформации (14,4).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 22-79-00253.

Список литературы

1. R.-G. Guan, D. A. Tie, Acta Metall. Sin. English Lett., **30**, pp. 409–432 (2017).
2. Y. Huang, T.G. Langdon, Mater. Today **16**, pp. 85–93 (2013) .

3. K. Sotoudeh, P.S. Bate, Acta Mater., **58**, 1909–1920 (2010) .
4. R.R. Mulyukov, R.M. Imayev, A.A. Nazarov, Production J. Mater. Sci., **43**, 7257–7263 (2008)
5. Y. Alemdağ, S. Karabiyik, G. Pürçek, Met. Mater. Int., **29**, 1181–1194 (2023),
6. T.E.M.Staab, R.Krause-Rehberg, U.Hornauer, E.J. Zschech, Mater. Sci. 2006, **41**, pp. 1059–1066, (2006)

КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Ю.С. Нечаев¹, Е.А. Денисов², Н.А. Шурыгина¹, В.П. Филиппова¹

¹ Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия

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

Email: yuri1939@inbox.ru

В работе [1] проведен углубленный анализ калориметрических и объемометрические данные [2] для прямых, обратных и деформационных мартенситных превращений в наноструктурированном сплаве $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ с памятью формы, полученном холодной прокаткой с одновременным действием импульсного тока большой плотности. Впервые детально изучены [1] (посредством применения новой методики обработки калориметрических спектров) стадийность и «кинетика» изменения теплосодержания, а также тепловые эффекты (энтальпии отдельных стадий ΔH) при прямых и обратных мартенситных превращениях при охлаждении или нагреве образцов с постоянной скоростью (3 К/мин) в интервале 170–370 К. Показано [1] (посредством обработки объемометрических данных [2], использования теоретических значений плотности дислокаций и элементов классической теории дислокаций), что в сплаве $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ может протекать деформационное мартенситное превращение, приводящее к положительному объемному эффекту ($(\Delta V/V) \approx 3 \cdot 10^{-3}$), который в значительной мере обусловлен решеточными дислокациями. Показано [1], что возможные вклады решеточных дислокаций в энтальпии прямых и обратных мартенситных превращений в сплаве $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ могут и должны быть значительно ниже по абсолютной величине, но противоположными по знаку к полученным энтальпиям прямого и обратного мартенситного превращения в данном сплаве. Отмечено [1], что физика рассматриваемых процессов в определенной мере содержится в научных открытиях № 239 «Явление термоупругого равновесия при фазовых превращениях мартенситного типа – эффект Курдюмова» (1980) и № 339 «Явление образования в поликристаллах неравновесных границ зерен при поглощении ими решеточных дислокаций» (1987).

В настоящей работе проведен анализ калориметрических данных [3] и сопоставление с результатами анализа данных [2] для прямых, обратных и деформационных мартенситных превращений в сплаве TiNi с памятью формы, подвергнутом холодной прокатке с одновременным действием импульсного тока большой плотности.

Анализ данных из работ [2, 3, 6], в т.ч. данных [3] о резком (более чем в 6 раз) увеличении деформируемости сплава TiNi, подвергнутого холодной прокатке с одновременным действием импульсного тока большой плотности (по сравнению с сплавом, подвергнутому холодной прокатке без тока), показывает возможность проявления сверхпластичности в сплаве TiNi с памятью формы, что можно описать в рамках физической модели неравновесных состояний границ зерен [7].

Наблюдаемое (см. Рис. 1 в работе [3]) значительное уменьшение тепловых эффектов при увеличении истинной степени деформации сплава (от $e = 0, 0.8$ до $e = 1.4, 3.6$), по-видимому, связано с высокими напряжениями [8] и/или решеточными дислокациями (см. [1]).

Таблица 1. Результаты аппроксимации гауссианами калориметрических спектров из Рис.1 и Рис. 2 в [3]; T_{\max} – температура калориметрического пика, E_a – энергия активации процесса первого порядка, K_0 – предэкспоненциальный множитель константы скорости процесса.

№ гауссиана, (рис. # и № кривой из [3]), процессы из [3, 2]	T_{\max} , К	γ , доля спектра	$q = -\Delta H$, Дж/г	E_a , кДж/моль	K_0 , 1/с
1, (1a_1), M→A (heating)	342	~1.0	-7.9	151	$1.3 \cdot 10^{21}$
1, (1b_1), M→A (heating)	347	~1.0	-7.5	147	$1.2 \cdot 10^{20}$
1, (1b_2), M→A (heating)	330	~1.0	-5.1	190	$1.3 \cdot 10^{28}$
1, (1b_2), A→R (cooling)	308	0.3	1.6	210	$6.9 \cdot 10^{23}$
2, (1b_2), R→M (cooling)	283	0.7	3.7	99	$1.2 \cdot 10^{16}$
1, (1a_1), A→M (cooling)	307	~1.0	8.5	129	$9.5 \cdot 10^{19}$
1, (1b_1), A→M (cooling)	307	~1.0	8.3	147	$1.1 \cdot 10^{23}$
1, (2_1), A→R (cooling)	306	0.43	1.1	47	$3.5 \cdot 10^5$
2, (2_1), R→M (cooling)	256	0.57	1.5	19	16
1, (2_1), M→A (heating)	314	~1.0	-3.0	43	$3.5 \cdot 10^4$
1, (2_2), A→R (cooling)	308	0.21	1.0	82	$3.7 \cdot 10^{11}$
2, (2_2), R→M (cooling)	276	0.79	3.6	27	$2.8 \cdot 10^2$
1, (2_2), M→A (heating)	323	~1.0	-4.9	81	$5.2 \cdot 10^{10}$
1/3, (1a_1), M→A (heating)	338	0.55	-4.5	131	$1.4 \cdot 10^{18}$
2/3, (1a_1), M→A (heating)	343	0.33	-2.7	256	$1.7 \cdot 10^{37}$
3/3, (1a_1), M→A (heating)	346	0.12	-1.0	541	$1.6 \cdot 10^{80}$
1/3, (1b_1), M→A (heating)	343	0.59	-4.5	129	$2.5 \cdot 10^{17}$
2/3, (1b_1), M→A (heating)	348	0.25	-1.9	247	$1.6 \cdot 10^{35}$
3/3, (1b_1), M→A (heating)	351	0.16	-1.2	491	$3.6 \cdot 10^{71}$
1/3, (1b_2), M→A (heating)	324	0.18	-0.9	86	$4.2 \cdot 10^{11}$
2/3, (1b_2), M→A (heating)	329	0.56	-3.0	232	$9.0 \cdot 10^{34}$
3/3, (1b_2), M→A (heating)	332	0.26	-1.4	389	$3.4 \cdot 10^{59}$
1/3, (2_2), M→A (heating)	317	0.41	-2.5	24	14
2/3, (2_2), M→A (heating)	318	0.31	-1.9	91	$5.7 \cdot 10^{12}$
3/3, (2_2), M→A (heating)	326	0.28	-1.7	178	$3.2 \cdot 10^{26}$

Приведенные в Табл. 1 значения энергий активации для процессов первого порядка получены в приближении модели Киссинджера [4, 5, 9].

Список литературы

1. Ю.С. Нечаев, Е.А. Денисов, Н.А. Шурыгина, С.И. Синёва, А.А. Мисоченко, В.В. Столяров. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, **#2** (2024).
2. А.А. Misochenko, J.V.T. Kumar, S. Jayaprakasam, K.A. Padmanabhan, V.V. DDF, **385**, p.p. 169-174 (2018).
3. А.А. Potapova, V.V. Stolyarov. Materials Science Forum, **738-739**, p.p. 383-387 (2013).
4. Yu.S. Nechaev, N.M. Alexandrova, A.O. Cheretaeva, V.L. Kuznetsov, A. Öchsner, E.K. Kostikova, Yu.V. Zaika. // Int. J. Hydrogen Energy, **45**, #46, p.p. 25030-25042 (2020).
5. Ю.С. Нечаев, Н.М. Александрова, Н.А. Шурыгина, А.О. Черетаева, Е.А. Денисов., Е.К. Костикова. // Известия РАН. Серия Физическая, **85**, №7, с.с. 918-925 (2021).
6. Q. Zhang, W.P. Song, X.H. Li, V.V. Stolyarov, X.Y. Zhang. // Materials Science and Technology, **32** (12). p.p. 1200-1205 (2016).
7. Yu.S. Nechaev. DDF, **385**, p.p. 120-5125 (2018).
8. С.А. Егоров, А.Е. Волков. Журнал Технической Физики, **87**, #2, с.с. 204–210 (2017).
9. Л.В. Спивак, Н.Е. Щепина. Физика Металлов и Металловедение, **#10**, с.с. 1059-1087 (2020).

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ, ТЕКСТУРЫ И СВОЙСТВА ЛЕГКИХ И СВЕРХЛЕГКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ АВИАКОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Д.Ю. Распосиенко^{1,2}

¹ Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, 620108, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

² ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19

Email: rasposienko@imp.uran.ru

Сверхлегкие Al-Li сплавы вызывают широкий научный и коммерческий интерес благодаря прекрасному сочетанию физико-механических свойств: пониженной плотности, повышенным модулю упругости и удельной прочности в широком интервале температур от криогенных до высоких [1]. Исследованы высокопрочные многокомпонентные промышленные стареющие сплавы системы Al-Li-Cu второго и третьего поколений российского производства марок 1441, 1450, 1461 и 1469 [2].

Установлено, что при многокомпонентном микролегировании Mg ($\leq 1\%$), Zr, Zn ($\leq 0,3\%$), Sc, Ag ($\leq 0,1\%$) происходит изменение растворимости основных легирующих элементов Li и Cu и образование наноразмерных атомноупорядоченных дисперсоидов Al_3Zr , Al_3Sc , $Al_3(Sc, Zr)$. Легирование переходными металлами приводит к значительному уменьшению размеров зерен при кристаллизации и сохранению деформационной структуры, препятствуя рекристаллизации, и тем самым оптимизирует зеренно-субзеренную структуру Al-Li сплавов. Образование комплексов атомов микролегирующих элементов с закалочными вакансиями предотвращает появление зон свободных от выделений, или значительно снижает их ширину. Наличие атомов Sc и Zr индуцирует зарождение композитных частиц δ'/β' вследствие гетерогенного зарождения δ' -фазы (Al_3Li) вокруг β' -частиц, уменьшая гетерогенизацию деформации при перерезании δ' -частиц. Применение термо(ТО)- и термомеханической (ТМО) обработки обеспечивает упрочнение сплавов за счет выделения различных дисперсных упрочняющих метастабильных и стабильных нанофаз Т-типа на основе Al-Li-Cu (T_1 , T_2 , T_B), S-типа на основе Al-Li-Mg, Ω и θ' на основе Al-Cu [2].

Деформация кручением под высоким (КВД) всех изученных сплавах приводит к деформационно-индуцированному растворению дисперсоидов и формированию ультрамелкодисперсной (УМЗ) структуры, состоящей в том числе из наноразмерных зерен с высокоугловыми границами. При максимальной деформации (числе оборотов 10) наряду с фрагментацией зеренной структуры, обнаружено протекание динамической нанорекристаллизации, являющейся эффективным способом релаксации упругих напряжений и способствующей перераспределению дефектов и уменьшению их плотности распределения. В процессе КВД или сразу после него при естественном старении в сплавах инициируется преимущественно гетерогенный распад с образованием, как правило, равноосных наночастиц стабильных фаз. Образование УМЗ-структуры обеспечивает повышение твердости (на 25–210 %), приведенного модуля упругости (12–20 %), и параметра жесткости (40–250 %) при незначительном уменьшении пластичности исследуемых сплавов (до 13%) [2].

В процессе постдеформационной ТО одновременно происходят статическая рекристаллизация и распад пересыщенного твердого раствора с образованием иерархизированной рекристаллизованной УМЗ-структуры, стабилизированной в основном гетерогенным выделением равноосных наночастиц стабильных интерметаллидных фаз, что позволяет сохранить высокую прочность и улучшить пластичность сплавов. При этом,

размерно-морфологическая стабильность сформировавшейся рекристаллизованной УМЗ-структуры и сохранение постоянными объемной доли характера распределения, локализации, химического состава и типа выделившихся наноразмерных фаз обеспечивают стабильность механических свойств сплавов в процессе длительного (до 3 лет) вылеживания [2].

Помимо высоких прочностных характеристик материалы, используемые в авиакосмической отрасли, должны обладать стойкостью к усталостным нагрузкам и термической стабильностью, обеспечивающим эксплуатацию при повышенных температурах и знакопеременных циклических нагрузках [1]. Наилучшим образом данным требованиям отвечают титановые сплавы, например, широко используемый сплав ВТ-6 (Ti-6Al-4V (мас. %)). Однако опыт применения в авиации и лабораторные исследования показывают, для титановых сплавов свойственно такое явление, как «холодная усталость при выдержке» (cold dwell fatigue) - снижение на один-два порядка количества циклов до разрушения вследствие выдержки под нагрузкой при циклическом нагружении за счет преждевременного зарождения и роста так называемых фасеточных трещин [3]. В качестве их потенциальных зародышей или предшественников часто рассматриваются микротекстурные области (МТО) или даже макрзоны, возникающие при испытаниях или существовавшие уже в исходном состоянии.

В результате проведенного микроскопического анализа было определено, что МТО сплава ВТ6, выполненная путем многопроходной горячей прокатки в плиту, обеспечила при температурах ниже $T_{\text{пп}}$ почти полное $\beta \rightarrow \alpha$ полиморфное превращение с образованием глобулярных высокооднородных по размерам и практически равноосных зерен α -фазы. Средний размер зерен составил 12 мкм. Текстурно и морфологически микроструктура α -зерен характеризовалась как слоистая по отношению к плоскости прокатки (с толщиной слоя до десятка α -зерен). В пределах чередовавшихся слоев α -зерна были ориентационно выделены в локализованную столбчатую субструктуру, в основном направленную вдоль и поперек плоскости прокатки по бывшим кристаллографическим плоскостям β -фазы. Слоисто-столбчатая микроструктура α -зерен содержала некоторое количество (не более 10/мм²) специфических вытянутых вдоль и поперек направления прокатки кластеров (или зародышей) МТО, выделенных общими ориентационными соотношениями Бюргерса с почти совпадающими кристаллографическими плоскостями индивидуальных α -зерен. В результате анализа локального химического состава выявлены высокая локализация V в объеме β -зерен и обогащение α -фазы Al [4].

Список литературы

1. Фридляндер И. Н., Сенаторова О. Г., Осинцев О. Е. Машиностроение. Энциклопедия. Том II-3. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / Под ред. И. Н. Фридляндера. М.: Машиностроение. 2001.
2. Rasposienko D. Y., Kaigorodova L. I., Pushin V. G., Ustugov Y. M. *Materials*, 2022, 15, p. 4190–4232.
3. Bache M.R. *Int. J. Fatig*, 2003, 25, p. 1079–1087.
4. Oborin V., Balakhnin A., Naimark O., Gornostyrev Y., Pushin V., Kuranova N., Rasposienko D., Svirid A., Uksusnikov A. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 2024, 67, p. 217–230.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК61 И ЭП975 С РАЗЛИЧНЫМ ТИПОМ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ

Е.М. Степухов^{1,2}, Э.В. Галиева¹

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

² Уфимский университет науки и технологий, Уфа

Email: egorstepukhov@mail.ru

Работа посвящена исследованию влияния температуры и термической обработки на микроструктуру и свойства твердофазных соединений, полученных методом сварки давлением в условиях сверхпластичности, из разноименных деформируемых жаропрочных никелевых сплавов в сочетании ЭК61//ЭП975, различающихся по типу упрочняющей фазы.

В качестве материалов исследования были выбраны деформируемые гетерофазные никелевые сплавы ЭК61 и ЭП975. Сварку давлением проводили при температурах 850, 900 и 925 °С. Термическая обработка включала закалку с температуры 980°С и старение при температуре 730°С. Прочность сварных соединений ЭК61//ЭП975 оценивали по результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре.

По результатам исследований установлено, что с увеличением температуры деформации до 900 и 925°С ультрамелкозернистая структура сплава ЭК61 трансформируется в мелкозернистую структуру микродуплексного типа ($\gamma+\delta$). После сварки давлением и последующей термической обработки микроструктура сплава ЭК61 трансформируется в крупнозернистую структуру. Исходная микроструктура типа микродуплекс ($\gamma+\gamma'$) сплава ЭП975 остаётся термически стабильной как после сварки давлением, так и после последующей термической обработки.

Анализ полученных данных показал, что в процессе сварки давлением при изученных температурах между соединяемыми жаропрочными сплавами ЭК61 и ЭП975 формируется переходная зона диффузионного взаимодействия, ширина которой с ростом температуры постепенно увеличивается с 3 мкм до 8 мкм. В результате термической обработки зона диффузионного взаимодействия при изученных температурах расширилась с 10 мкм до 20 мкм за счет активации процессов гетеродиффузии легирующих элементов соединяемых материалов.

По результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре установлено, что значение прочности твердофазного соединения в сочетании жаропрочных сплавов ЭК61//ЭП975 при комнатной температуре достигает 0,8 от прочности сплава ЭК61.

Таким образом, установлено, что сварка давлением в условиях сверхпластичности является эффективным методом получения твердофазных соединений из жаропрочных сплавов на основе никеля ЭК61 и ЭП975 с различным типом упрочняющей фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Стипендии Президента РФ молодым ученым и аспирантам СП-4002.2022.1. Микроструктурные исследования осуществляли на оборудовании Центра Коллективного Пользования ИПСМ РАН.

МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АМОНИЛИДОВ НИКЕЛЯ И ТИТАНА С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ И ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ.

В.Ю. Стукалов

Институт физими металлов имени М.Н. Михеева ИФМ УрО РАН, Екатеринбург

Email: stukalov_90@mail.ru

Изучены фазовые превращения в сплавах на основе системы Ni – Al и Ni – Ti – Al, испытывающих термоупругие мартенситные превращения и эффекты памяти формы. Анализ структуры, свойств и стабильности фаз необходим для разработки новых перспективных сплавов для практического применения.

Свойства сплавов Ni – Al и Ni – Me – Al во многом определяются образованием в нестабильных β - решетках систем сверхструктур высокого ранга. Представляет большой интерес, как легирование этих сверхструктур влияет на стабильность высокотемпературной β – фазы, механизм и особенности термоупругого мартенситного превращения при охлаждении и нагреве.

С практической точки зрения исследуются процессы образования термоупругого мартенсита, нестабильность решетки и предмартенситное состояние, роль атомного упорядочения исходной фазы и исследования мартенситом, морфология и кристаллография мартенсита, структурный механизм в конкретных сплавах при его реализации на практике.

Для исследования структуры, фазового состава и мартенситных превращений были выбраны методы рентгеновского структурного и фазового анализа (РСФА), электронной микроскопии просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ), фрактография, ДОРЭ-анализ, дюротметрия, дилатометрия, резистометрия и измерения температурной зависимости магнитной восприимчивости.

Электронно-микроскопическое изучение выполняли на просвечивающих электронных микроскопах JEM-200CX (производства JEOL), Tescnai G² Twin (FEI), CM 30 Super Twin (Phillips) и сканирующих электронных микроскопах Quanta-200 (FEI) и Tescan Mira. Использовали оборудование отдела электронной микроскопии ЦКП "Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов" ИФМ УрО РАН.

ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Р.В. Сундеев^{1,2,3}, А.В. Шалимова², А.М. Глезер, С.О. Рогачев³

¹ НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

² ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва, Россия

³ НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

Email: sundeev55@yandex.ru

Тема разработки новых перспективных материалов является важной и актуальной задачей современного физического материаловедения. К инновационным материалам предъявляются высокие требования, связанные с тем, что они должны обладать сложным комплексом физико-механических свойств. Одним из перспективных направлений повышения физико-механических свойств материалов является создание в них новых аморфно-нанокристаллических состояний методами экстремальных воздействий. К наиболее эффективным методам экстремальных воздействий, приводящих к

формированию уникальных аморфно-нанокристаллических состояний, является закалка из расплава (ЗР) и большие пластические деформации кручением под высоким давлением (КВД).

В работе проведены исследования влияния температуры деформации при КВД на закономерности структурных изменений в аморфных сплавах на основе железа. Показано, что КВД при температуре 293 К приводит к частичной кристаллизации аморфных сплавов за счет локального повышения температуры в деформационных полосах сдвига и увеличения концентраций областей свободного объема в них. С другой стороны, КВД при температуре 77 К, приводит к подавлению процессов деформационной кристаллизации и к образованию более устойчивого к кристаллизации аморфного состояния, чем состояние после ЗР. В условиях КВД при криогенных температурах (77К) аморфных сплавов системы Fe-Ni-B и Fe₇₅Si₈B₁₇ при деформации заметного изменения структуры не выявлено ни рентгеновскими, ни электронно-микроскопическими методами исследования. Тем не менее, фиксируется изменение величины теплового эффекта, возможно связанного с более тонкими структурными изменениями в сплавах, чем ранее наблюдаемые. В связи с этим проведено изучение атомной структуры сплавов методом EXAFS в синхротронном излучении.

Выявлено, что деформационно-индуцированный структурно-фазовый переход «кристалл ⇒ аморфное состояние» в металлических сплавах при КВД определяется механическим, термодинамическим и концентрационным факторами. *In situ*, впервые путем фиксации силовых параметров деформации наблюдался деформационно-индуцированный структурно-фазовый переход «кристалл ⇒ аморфное состояние» в сплаве Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ при КВД. Предложена феноменологическая модель перехода кристаллического сплава в аморфное состояние при больших пластических деформациях.

В работе показана возможность образования слоистого композита из двух химически и топологически разнородных сплавов Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ (кристаллическое состояние) и Fe₅₀Ni₃₃B₁₇ (аморфное состояние) в ходе кручения под высоким давлением (КВД) при комнатной температуре. В ходе КВД такого композита выявлено наличие нескольких типов границ (переходных областей) между разнородными аморфными фазами. Проводился как качественный, так и количественный анализ химического состава слоев композита.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ В ЗОНЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК61 И ЭП741НП

А.А. Тагирова^{1,2}, Э.В. Галиева¹, В. А. Валитов^{1,2}, Е.Ю. Классман¹

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

² Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Email: azaliya_tagirova72@mail.ru

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) широко применяются для изготовления различных деталей двигателей для аэрокосмической техники [1]. Из ЖНС производят, например, лопатки, диски компрессора, турбины, и детали камеры сгорания. Следует отметить, что железоникелевые сплавы типа Inconel 718 или его отечественный аналог по химическому и фазовому составу сплав ХН58МБЮД (ЭК61), применяются не только в авиационном, но и в ракетном двигателестроении. Однако, увеличение жаропрочности таких сплавов ведет к снижению пластичности и обрабатываемости [2]. В связи с этим, обработку таких материалов, в том числе сваркой давлением, целесообразно осуществлять в условиях сверхпластичности [3].

В качестве материалов для исследований были выбраны следующие ЖНС: порошковый сплав ЭП741НП с исходной крупнозернистой структурой и железоникелевый деформируемый сплав ЭК61 с предварительно подготовленной ультрамелкозернистой структурой [4]. В исходном состоянии сплав ЭП741НП имел крупнозернистую структуру со средним размером зерен матричной γ -фазы 30–80 мкм, в теле зерен равномерно выделены дисперсные частицы γ' -фазы. В сплаве ЭК61 посредством всесторонней изотермическойковки была предварительно подготовлена ультрамелкозернистая структура дуплексного типа [4], представляющая собой зерна матричной γ -фазы, окаймленными некогерентными выделениями δ -фазы с размером фаз менее 1 мкм.

Сварку давлением осуществляли на установке ИМАШ 20-78 [5] при температуре 850°C. Для исследований микроструктуры в зоне ТФС, а также оценки микротвердости сварные образцы готовили следующим образом: вырезка образцов на электроэрозионном станке, дальнейшее разрезание, шлифование и травление поверхности образцов. Исследование микротвердости по Виккерсу (HV) проводилось на микротвердомере МНТ-10 Microhardness Tester при нагрузке 0,1 кг и длительности нагружения 10 с. (на каждом образце проводили по 15 измерений).

По данным микроструктурных исследований сварных образцов ЭК61//ЭП741НП установлено, что микроструктура обоих сплавов по сравнению с исходным состоянием (перед сваркой) практически не изменилась. Следует отметить, что благодаря высокой доле мелкодисперсной γ' -фазы, свойственной сплаву ЭП741НП, он демонстрирует более высокие прочностные характеристики по сравнению со сплавом ЭК61 в процессе сварки давлением пластическая (низкотемпературная сверхпластическая) деформация локализуется в сплаве ЭК61. В результате воздействия в процессе сварки давлением низкой температуры, которая сопоставима с рабочей температурой сплава ЭП741НП, формируется узкая диффузионная зона, шириной, не превышающей 5 мкм. Хрупких частиц не обнаружено.

Результаты измерений микротвердости сплавов в исходном состоянии ЭК61 и ЭП741НП, а также в зоне ТФС после сварки давлением представлены в Таблицах 1 и 2, соответственно.

Таблица 1. Микротвердость исходных состояний сплавов ЭК61 и ЭП741НП.

ЭК61	ЭП741НП
314±18,32 HV	584±45,35 HV

Таблица 2. Микротвердость сплавов ЭК61 и ЭП741НП после сварки давлением.

ЭК61	В области зоны ТФС	ЭП741НП
347±18,7 HV	405,9±23,4 HV	422±15,6 HV

Необходимо отметить, что поскольку диаметр отпечатки при измерениях микротвердости составляет 19-20 мкм, то он захватывает не только зону ТФС, но и прилегающую область основного материала. Тем не менее, при переходе от сплава ЭК61 к сплаву ЭП741НП микротвердость изменяется монотонно.

Работа выполнена в рамках госзадания ИПСМ РАН № 122011900474-5. Микроструктурные исследования осуществляли на оборудовании Центра Коллективного Пользования ИПСМ РАН.

Список литературы

1. Ч. Т. Симс, *Суперсплавы II: жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных установок, В 2-х книгах. / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столофа, У. К. Хагеля: пер. с англ. / Под ред. Р. Е. Шалина*, сс. 384 (Москва, Металлургия 1995).
2. О. А. Кайбышев, Ф. З. Утяшев, *Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов*, сс. 438 (Москва, Наука, 2002).
3. Р. З. Валиев, И. В. Александров, *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией*, сс. 272 (Москва, Логос, 2000).
4. Э. В. Валитова, Р. Я. Лутфуллин, М. Х. Мухаметрахимов, В. А. Валитов, *Перспективные материалы Спец. вып. № 15*, сс. 35-39 (2013).
5. Э.В. Галиева, Н.В. Батаев, В.А. Валитов, Р.Я. Лутфуллин, *Фундаментальные проблемы современного материаловедения Т. 14, № 4*, сс. 507-512 (2017).

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В КРУПНОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВАХ NiFeGa(B)

А.Б. Тохметова, И.Д. Курлевская, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск

Email: aida-tx@mail.ru

В настоящее время уделяется огромное и важное внимание изучению экологически чистой альтернативы традиционному пароконпресссионному охлаждению в связи с ухудшением климата. Наиболее перспективным и эффективным для практического применения является твердотельное охлаждение, в основе которого лежит эластокалорический эффект (ЭКЭ), наблюдаемый в сплавах с памятью формы [1]. При проявлении ЭКЭ наблюдается снижение температуры материала в процессе обратного мартенситного превращения (МП) в адиабатических условиях при проявлении сверхэластичности (СЭ) [2].

В работе исследованы сплавы Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ и (Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇)_{99,7}B_{0,3} в исходном состоянии, полученные методом направленной кристаллизации со скоростью охлаждения 1,1 мм/мин с использованием метода Бриджмена и диаметром 22 мм. Анализ зеренной структуры и текстуры сплавов методом EBSD показывает, что в обоих сплавах зерна вдоль направления кристаллизации имеют преимущественную [012]-ориентацию и их средний размер зерен составляет 1–4 мкм. Образцы для исследования СЭ и ЭКЭ вырезаны вдоль направления кристаллизации.

Сплавы Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ и (Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇)_{99,7}B_{0,3} имеют близкие параметры тепловых характеристик и температур МП. МП сопровождается узкими температурными интервалами 4–13 К и узким термическим гистерезисом $\Delta T = 7$ К, что свидетельствует о малой величине рассеяния энергии при развитии МП и является положительным фактором для повышения эффективности ЭКЭ. Легирование бором 0,3 ат. % приводит к выделению частиц вторичных фаз по границам зерен и в объеме зерна. Предположительно происходит выделение боридов железа, однако к настоящему времени методом рентгеноструктурного анализа этого подтвердить не удалось.

Исследование циклической стабильности СЭ в циклах нагрузка/разгрузка и соответствующие им изменения температуры образца при проявлении ЭКЭ проведены при комнатной температуре $T = 298$ К. В первом цикле нагрузка/разгрузка накапливается необратимая деформация величиной до 0,3–0,5 % и после первого цикла наблюдается снижение критических напряжений образования мартенсита σ_{Ms} . С ростом числа циклов от 2 до 100 сплавы имеют низкие значения $\sigma_{Ms} = 60–80$ МПа. Легирование бором приводит к увеличению механического гистерезиса $\Delta\sigma$ по сравнению с Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇, что обусловлено наличием частиц вторичных фаз в материале и способствует повышению энергии рассеяния. Сплавы Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇ и (Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇)_{99,7}B_{0,3} демонстрируют в течение 100 циклов

высокие и достаточно стабильные значения ЭКЭ величиной $\Delta T_{ad} = 6,6-6,1$ К и стабильные кривые СЭ. На поверхности образцов сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ после циклических испытаний наблюдались трещины по границам зерен. Микролегирование бором предотвращает межкристаллитное растрескивание, однако после циклических испытаний обнаружены микротрещины в объеме зерна и вблизи тройных стыков в сплавах $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00150, <https://rscf.ru/project/23-19-00150/>.

Список литературы

1. Z. Yang [et al.], *Materials Research Letters*, **7**, pp. 137–144 (2019).
2. E. Bonnot [et al.], *Physical Review Letters*, **100**, pp. 125901 (2008).

ПОВЫШЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНОЙ РАСТВОРИМОСТИ В ДВОЙНЫХ СПЛАВАХ Al-Zr И Al-РЗМ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ

О.В. Трошкова, А.Г. Мочуговский, А.В. Михайловская

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», кафедра металловедения цветных металлов, г. Москва. Российская Федерация

E-mail: m2001120@edu.misis.ru

Алюминиевые сплавы активно используются в авиа- и автомобилестроении ввиду удачного сочетания легкости и хороших механических свойств. Однако ввиду развития технологий уровень прочностных характеристик промышленных алюминиевых сплавов не всегда достаточен для решения актуальных конструкторских задач. Таким образом повышение прочности алюминиевых сплавов является актуальной научной задачей. Хорошим способом повышения прочностных характеристик алюминиевых сплавов является легирование редкоземельными металлами (РЗМ). Среди наиболее эффективных РЗМ можно выделить Er [1], Yb [2], Ce [3]. В равновесном состоянии РЗМ обладают низкой растворимостью в алюминии. Для легирования алюминиевых сплавов также используют малые добавки переходных металлов (ПМ). Например, Zr имеет более высокую, чем РЗМ, неравновесную растворимость при промышленных скоростях кристаллизации и приводит к выделению дисперсных частиц Al_3Zr при температурах 300-500°C [4].

В данной работе повышение предельной растворимости редкоземельных металлов (РЗМ) в алюминии осуществлялось с целью - значительно улучшить механические характеристики алюминиевых сплавов, такие как прочность, коррозионную стойкость, твердость и пластичность. В данном докладе будут представлены результаты исследования растворимости РЗМ в алюминии при механическом легировании. [5,6]. В качестве материала сравнения в работе был выбран сплав Al-Zr.

Механическое легирование обеспечивает значительно большую неравновесную растворимость элементов в твердом растворе по сравнению с ускоренной кристаллизацией в связи с интенсивной пластической деформацией [7], которая лежит в основе процесса механического легирования. Деформация приводит к увеличению плотности кристаллических дефектов, таких как границы зерен, дислокации, и вакансии. Повышенная концентрация дефектов создает более благоприятные условия для диффузии элементов и их взаимодействия с матрицей сплава, что способствует большей неравновесной растворимости элементов в твердом растворе. [8].

В качестве объектов исследования были выбраны двухкомпонентные сплавы на основе алюминия (ат%) Al-1,4%Er, Al-1,2%Yb, Al-1,5%Ce, Al-1,5%Y Al-1,5%Zr. В качестве исходных веществ использовали лигатуры и алюминий марки А99. Для получения

композиционных материалов был использован метод механического легирования в планетарной шаровой мельнице Retsch PM 400. С помощью механического легирования были получены гранулы на основе выбранных сплавов.

Методом рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа исследовали структуру гранул, полученных при механическом легировании. Полученные данные свидетельствуют о формировании в гранулах пересыщенного твердого раствора на основе алюминия (Al). Помимо твердого раствора в гранулах наблюдали нерастворённые фрагментированные частицы интерметаллических фаз: в сплаве Al-1,5%Ce фаза Al₄Ce, в сплаве Al-1,2%Yb фаза Al₃Yb, в сплаве Al-1,4%Er фаза Al₃Er, в сплаве Al-1,5%Zr фаза Al₃Zr. С увеличением времени размола интенсивность дифракционных пиков от вторичных интерметаллических фаз снижалась, что обусловлено растворению РЗМ в твердом растворе алюминия и измельчением частиц вторых фаз до рентгеноаморфного состояния. Был проведен микроструктурный анализ гранул в рамках которого определили их средний размер в зависимости от состава и времени размола. В двухкомпонентных сплавах размер гранул уменьшается с увеличением времени размола и после 20 ч обработки во всех сплавах составляет 20 - 80 мкм (Рис. 1).

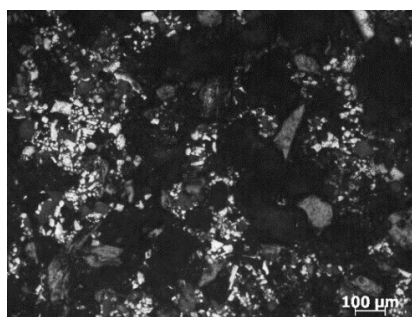


Рис. 1 – Пример эволюции гранул при механическом легировании сплава Al-Zr после 40 ч.

Таким образом, в работе проанализированы микроструктура, фазовый состав и состав твердого раствора гранул, формирующихся в сплавах Al-РЗМ в зависимости от времени механического легирования. Решение проблем исследования гарантирует формирование научных основ разработки новых алюминиевых сплавов, удовлетворяющих релевантным запросам металлургии.

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

Список литературы

1. S.P. Wen, K.Y. Gao, Y. Li, H. Huang, Z.R. Nie, Scr. Mater. **65**, 592–595(2011).
2. R.Y. Barkov, O.A. Yakovtseva, O.I. Mamzurina, I.S. Loginova, S. V. Medvedeva, A.S. Proviryakov, A. V. Mikhaylovskaya, A. V. Pozdniakov, Phys. Met. Metallogr. **121**, 604–609 (2020).
3. A.V. Mikhaylovskaya, A.A. Kishchik, A.D. Kotov, O.V. Rofman, N.Y. Tabachkova, Mater. Sci. Eng. A. **760**, 37–46 (2019).
4. K.E. Knippling, D.C. Dunand, D.N. Seidman, Acta Mater. **56** (2008) 114–127.
5. C. Suryanarayana, Prog. Mater. Sci. **46**, 1–184 (2001).
6. L. Lü, M.O. Lai, Springer US, Boston, MA, (1998).
7. B.S. Murty, S. Ranganathan, Int. Mater. Rev. **43**, 101–141 (1998).
8. I.G. Brodova, D. V Bashlykov, A.B. Manukhin, V. V Stolyarov, E.P. Soshnikova, Scr. Mater. **44**, 1761–1764 (2001)

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА ZEK100

Н.Н. Храпова, В.И. Орлов, А.В. Дружинин, Б.Б. Страумал

Институт физики твёрдого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, Черногоровка, РФ

Email: nkhrapova@issp.ac.ru

Сплавы на основе магния активно применяются в авиационной, ракетной и автомобильной отраслях промышленности благодаря своим исключительным механическим свойствам. Среди магниевых сплавов большой интерес представляет сплав ZEK100 группы Mg-Zn-Zr, который отличается низкой массовой долей легирующих элементов, низкой температурой формования и хорошей способностью выдерживать как статические, так и усталостные нагрузки.

Как и все магниевые сплавы, сплав ZEK100 подвержен хрупкому разрушению из-за характерной для магния гексагональной кристаллической структуры. В то же время хрупкость сплава может возрастать из-за появления твёрдых и хрупких частиц новой фазы, которая формируется на границах зёрен в связи с протеканием фазового перехода смачивания при термообработке. Влияние фазового перехода смачивания на индивидуальных границах зерен на механические свойства данного сплава ранее не изучалось.

Таким образом, целью данной работы являлось исследование влияния фазового перехода смачивания, протекающего на границах зерен, на микроструктуру сплава ZEK100 и его механические характеристики.

В ходе работы были проведены отжиги образцов сплава ZEK100 в интервале температур 530–650 °С. Продолжительность каждого из отжигов составляла 2 часа. Образцы были исследованы на сканирующем электронном микроскопе. По полученным микрофотографиям были определены средний размер зёрен и доля полностью смоченных границ зёрен в зависимости от температуры отжига. При помощи оптического микроскопа с объективом-твердомером была определена зависимость микротвёрдости зёрен от температуры отжига методом Виккерса. Для определения влияния микроструктуры сплава на механические свойства были определены значения условного предела текучести σ_{02} при испытаниях на сжатие с предельной деформацией 10% и скоростью деформации 200 мкм/мин.

Экспериментально было обнаружено протекание фазового перехода смачивания в интервале температур $587,5 \pm 2,5$ °С – 640 ± 5 °С, а также были определены температуры солидуса и ликвидуса, равные $529,5 \pm 0,5$ °С и 645 ± 5 °С, соответственно. Кроме того, было экспериментально установлено, что ни микротвёрдость зёрен [1], ни средний размер зёрен [2] не зависят от температуры отжига. Однако с ростом температуры отжига увеличивается доля полностью смоченных границ зёрен, а условный предел текучести падает (рис.1). В образцах с минимальным количеством полностью смоченных границ (например, после отжига при температуре 560°С; см. Рис. 1) условный предел текучести равен $\sigma_{02} = 58,90 \pm 6,34$ МПа. При достижении состояния, когда преимущественно все границы зёрен смочены полностью (при температурах ≥ 635 °С) условный предел текучести, σ_{02} , уменьшается до значения $26,24 \pm 6,49$ МПа. На основании полученных данных было выдвинуто предположение, что смачивающие прослойки состоят из хрупких фаз, которые понижают пластичность сплава.

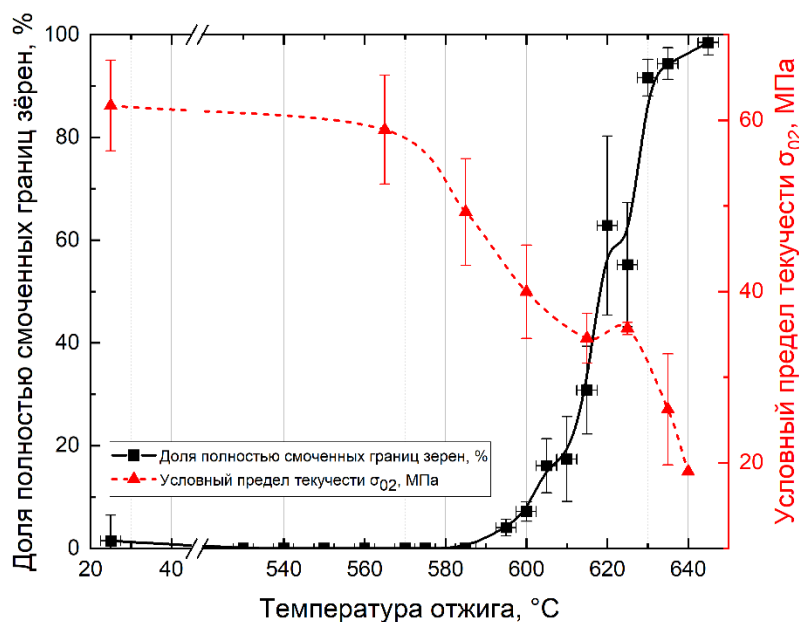


Рисунок 1. Зависимости доли полностью смоченных границ зёрен и условного предела текучести σ_{02} от температуры отжига

Список литературы

1. B. Straumal, N. Khrapova, A. Druzhinin, K. Tsoy, G. Davdian, V. Orlov, G. Gerstein, A. Straumal, *Crystals* **13**, с. 1538 (2023);
2. B. Straumal, K. Tsoy, A. Druzhinin, V. Orlov, N. Khrapova, G. Davdian, G. Gerstein, A. Straumal, *Metals* **13**, с. 1407 (2023).

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ БрАМц9-2/W, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

А.М. Черемнов, Е.О. Княжев, А.В. Чумаевский, А.П. Зыкова

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, 634055, пр. Академический, 2/4, г. Томск, Россия

Email: amc@ispms.ru

Бронзы обладают хорошей формруемостью, высокой пластичностью, коррозионной стойкостью, электро- и теплопроводностью. Эти свойства позволяют использовать их в различных отраслях промышленности, включая машиностроение, электротехнику, автомобильную промышленность и т.д. [1, 2]. Несмотря на высокие эксплуатационные характеристики бронзы, на данное время имеется необходимость повышения таких показателей, как коррозионная стойкость или износостойкость. Снижение интенсивности износа при трении возможно путем добавления армирующих материалов и формирования композитной структуры [2]. Вольфрам является достаточно прочным и твердым металлом, что делает его привлекательным для использования в качестве упрочняющего компонента. Добавление частиц вольфрама к бронзе может значительно повысить прочность и износостойкость поверхностных слоёв готового изделия и, следовательно, увеличить его долговечность. Благодаря этому такие композиты могут быть использованы для создания узлов трения машин и механизмов [3-5]. Введение частиц армирующего материала без плавления в твердофазном виде может быть достигнуто с помощью технологии фрикционной перемешивающей обработки (ФПО) [6].

Композит БрАМц9-2/W получали методом ФПО. Для получения композитов в поверхностный слой бронзовых пластин был внедрён порошок вольфрама (посредством

сверления отверстий и их заполнения порошком), в количестве 5 и 15 об.%. ФПО проводили в четыре прохода. ФПО проводили в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН на экспериментальном оборудовании для сварки трением с перемешиванием, параметры обработки подбирали опытным путём. Образцы вырезали на электроискровом станке перпендикулярно направлению обработки для исследования структуры и вдоль направления обработки для проведения испытаний на износ.

Металлографические исследования показали структуру, типичную для образцов, полученных методом ФПО, с разделением на зоны перемешивания (ЗП), термомеханического воздействия (ЗТМВ), термического влияния (ЗТВ) и основной металл (ОМ), не подверженный обработке. Структура зоны перемешивания сформирована потоками материала по контуру инструмента в процессе ФПО. Структура в ЗП представлена зернами равноосной формы, их размер варьируется от 2 до 6 мкм. Образцы бронзы после ФПО, подвергнутые испытаниям на сухое трение по схеме «палец-диск», демонстрируют меньшие средние значения коэффициента трения при испытании. Добавление 5 об.% W в БрАМц9-2 увеличило средний коэффициент трения (μ) на 7%, при этом износ по линейному размеру и массе уменьшился по сравнению с чистой бронзой БрАМц9-2. Увеличение содержания вольфрама в композите до 15 об.% привело к тому, что значение коэффициента трения стало больше, чем у обработанной бронзы без вольфрама, но меньше, чем у композита с 5 об.% W. Однако этот же образец показал более высокий износ по линейному размеру, чем чистая бронза после ФПО, но меньший по сравнению с ней износ по массе.

Проведенные исследования по формированию композитов на основе бронзы и вольфрама методом фрикционной перемешивающей обработки показывают, что с использованием данной технологии возможно повышение трибологических характеристик бронз с небольшим изменением состава поверхностных слоёв.

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

Список литературы

1. S. Wan et. al., Materials Chemistry and Physics 2020, 281, 125832.
2. T. Lu et. al., Materials Science and Engineering: A 2021, 799, 140161.
3. M.V. Lungu et. al., Material Science Research India 2020, 17, pp. 214–229.
4. L.L. Dong et. al., International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 2018, 75, pp. 30–42.
5. Q. Zhang, Sh. Liang, L. Zhuo, Journal of Alloys and Compounds 2017, 708, pp. 796–803.
6. Y. Huang et. al., International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 2018, 77, pp. 105–112.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО СФОРМИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА TI-51.0 ат. % NI ПРИ ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГАХ

А.А. Чуракова^{1,2}, Е.В. Воробьев²

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук

² Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение Уфимский университет науки и технологий

Email: churakova_a@mail.ru

Сплавы с эффектами памяти формы широко используются в качестве функциональных материалов в различных отраслях. Наиболее распространены сплавы с

памятью формы на основе TiNi. При разработке изделий из сплавов с ЭФ наиболее важными являются следующие функциональные характеристики: температурный интервал восстановления формы, максимальная полностью обратимая деформация, степень восстановления формы, аналогичные характеристики обратимой памяти формы и сверхэластичности (СЭ), высокой коррозионной стойкостью, благодаря чему находят широкое применение во многих отраслях промышленности и медицине. В то же время для многих применений, особенно в ответственных или мелкогабаритных изделиях, того уровня механических и функциональных свойств, которыми обладают сплавы TiNi в обычном крупнозернистом состоянии, недостаточно. Известно, что физико-механические свойства конструктивно чувствительны, то для их улучшения применяют методы деформационно-термической обработки. Одними из методов изменения структуры являются методы интенсивной пластической деформации.

Целью работы являлось исследование зависимости механических и функциональных характеристик от исходной микроструктуры сплава TiNi при ИПД и последующих отжигах.

В качестве образца исследования был выбран заникеленный сплав TiNi с содержанием Ni – 51,0 ат.%. Исследования проводились для трёх состояний: крупнозернистого (КЗ) - закалка с температуры 800 °С в воде, ультрамелкозернистого-1 (УМЗ-1) – закалка 800 °С + РКУП при температуре 450 °С, ультрамелкозернистого-2 (УМЗ-2) – закалка 800 °С + отжиг 450 °С 1 час + РКУП при температуре 450 °С.

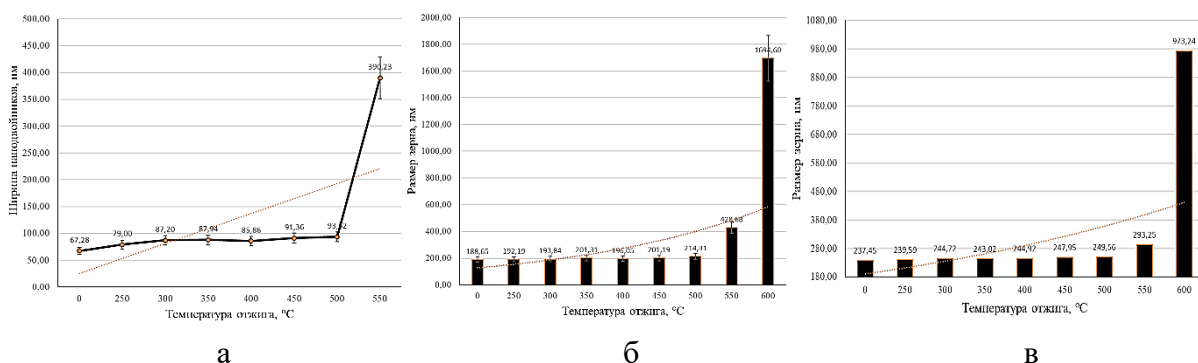


Рисунок 1. График зависимости ширины нанодвойников мартенсита в КЗ состоянии сплава $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ от температуры отжига (а), среднего размера зёрен при увеличении температуры отжига для УМЗ-1 состояния (б), среднего размера зёрен от температуры отжига для УМЗ-2 состояния (в).

Повышение температуры отжигов не приводит к значительному изменению размера зерен в крупнозернистом состоянии. На основании снимков ПЭМ можно сказать, что средний размер зерен в УМЗ-1 и УМЗ-2 состояниях незначительно увеличивается при повышении температуры отжига до 500 °С, но при температуре отжига 550-600 °С зерна заметно увеличиваются в размерах. На снимках РЭМ были рассчитаны средние размеры частиц для каждого состояния. Размер частиц практически не меняется после отжига при разных температурах, но есть исключение, в КЗ и УМЗ-1 состояниях при температуре отжига 400 °С наблюдается увеличение среднего размера частиц. Данный факт связан с образованием и ростом частиц Ti_2Ni . В УМЗ-2 состоянии рост частиц наблюдается в диапазоне температур 400-600 °С. Механические испытания показали, что для достижения максимального предела прочности для КЗ состояния $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ не требуется проводить последующий отжиг. В случае УМЗ-1 состояния $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ для достижения максимального предела прочности и фазовой текучести нужно проводить отжиг при 400 °С. УМЗ-2 состояние имеет лучшие механические характеристики в исходном состоянии, без последующего отжига. Величина обратимой деформации растёт при увеличении температуры отжига до 500 °С. Пластичность сплава в УМЗ-1 и УМЗ-2 состояниях увеличивается при проведении отжига. Фрактографический анализ изломов после

механических испытаний показал, что исходные состояния для КЗ, УМЗ-1 и УМЗ-2 $Ti_{49}Ni_{51}$ разрушаются хрупко, а при повышении температуры отжига до 500 °С наблюдается явный переход к вязкому разрушению, это видно по волокнистой поверхности излома с глубокими ямками.

Исследование выполнено при поддержке гранта РФФ № 22-73-00289, <https://rscf.ru/project/22-73-00289/>.

КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ РАВНОВЕСНОЙ L_{12} ФАЗЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ ТИПА Fe-27Ga

А.А. Щербаков, В.В. Палачева, В.В. Чеверикин, И.С. Головин

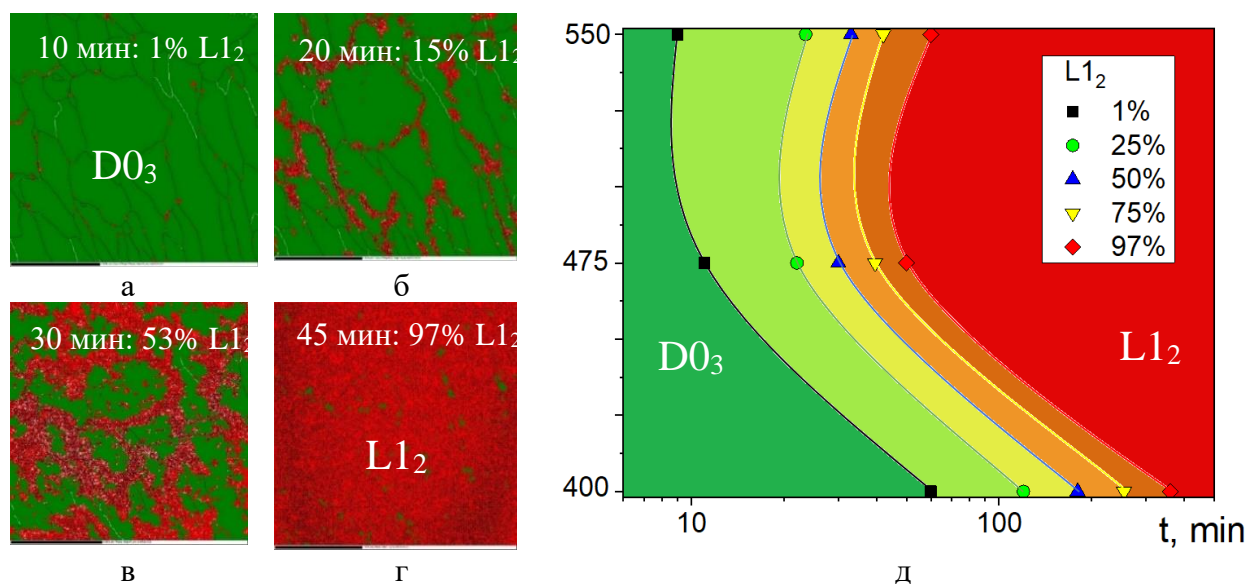
Национальный исследовательский технологический университет МИСИС

Email: alex215216@maul.ru

Магнитострикционные материалы, к которым относятся Fe-Ga сплавы, представляют собой вид функциональных материалов, основной особенностью которых является взаимодействие магнитной и механической энергии при приложении внешнего магнитного поля или напряжения [1]. В ряде ситуаций они являются эффективной альтернативой сплаву Terfenol-D на основе редкоземельных элементов ($Tb_{0.7}Ga_{0.3}Fe_2$) с низкими механическими характеристиками. Сплавы системы Fe-Ga используются для изготовления датчиков давления, сенсоров и гидролокаторов, что обусловлено сочетанием функциональных и механических свойств.

Низкотемпературные диффузионно-контролируемые фазовые превращения в этой системе протекают медленно, что способствует сохранению при комнатной температуре закалочных неравновесных фаз, образовавшихся при кристаллизации из расплава. Наилучшие функциональные свойства в галфенолах достигаются при содержании галлия около 19 или 27 ат.%. Функциональные свойства галфенолов зависят как от состава, так и режимов обработки сплавов [2], также они могут быть улучшены за счет легирования редкоземельными элементами [3]. По мере увеличения содержания Ga в Fe-Ga сплавах их структура становится более сложной и при термических воздействиях имеет место целый каскад фазовых превращений первого и второго рода [4], включая образование как неупорядоченных A1, A2 и A3, так и упорядоченных B2, D0₃, L1₂ и D0₁₉ структур.

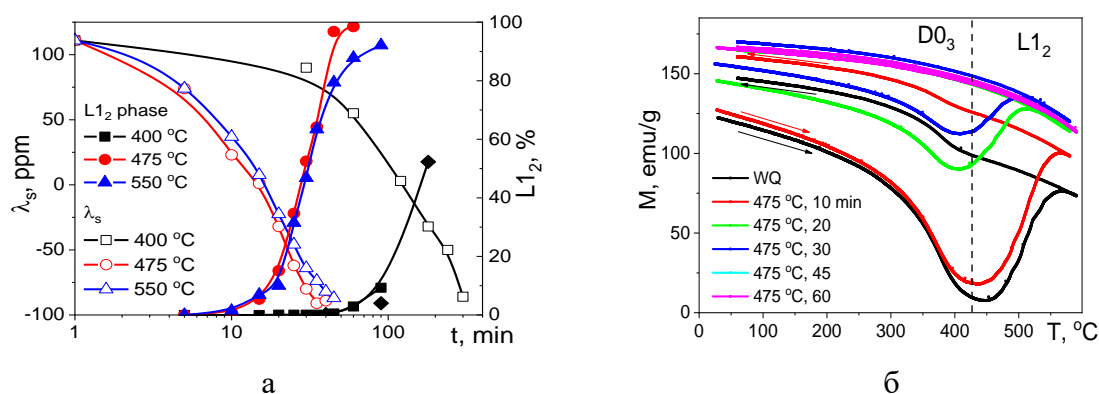
Рисунок 1. Микроструктура сплава Fe-27Ga при ступенчатом отжиге при 475 °С (а, б, в, г) и TTT – диаграмма изотермического превращения (д)



В исходном закаленном состоянии, согласно данным дифракции нейтронов, структура сплавов типа Fe-27Ga представляет собой метастабильную ферромагнитную D0₃ фазу (пространственная группа Fm3m, номер пр.гр. 225, символ Пирсона cF16, прототип BiF₃), которой соответствует положительная магнитострикция в 110ppm в поле насыщения до 1000 Эрст. После отжига при 475°C в течение 3 часов в сплаве наблюдается практически 100% L1₂ структура (пр.гр. Pm3m, номер пр.гр. 221, cP4, прототип Cu₃Au), а магнитострикция в данном состоянии имеет отрицательное значение, около -90ppm.

Для построения экспериментальной ТТТ-диаграммы изотермического превращения в данных сплавах были проведены пошаговые исследования изменения микроструктуры на СЭМ после разных температур (400, 475 и 550 °С) и времени отжига (от 10 минут до 6 часов) (Рис. 1а, б, в, г). По результатам исследований были определены зависимости скорости формирования равновесной L1₂ фазы для сплавов типа Fe-27Ga при изотермическом отжиге. На основе полученных результатов было выявлено что скорость зарождения центров L1₂ фазы увеличивается в последовательности 400 → 475 → 550 °С, в то время как скорость роста имеет максимум близкий к температурам 475-525 °С (Рис. 1д).

Рисунок 2. Графики зависимости изменения магнитострикции насыщения и доли фаз в сплаве Fe-27Ga от времени и температуры отжига (а) и температурной зависимости намагниченности от времени отжига (б)



В ходе исследований влияния равновесной L1₂ фазы на физические и механические свойства было выявлено: увеличение пределов прочности с увеличением доли L1₂ фазы; отжиг при всех исследованных температурах ведет к снижению магнитострикции и постепенному переходу от положительных значений к отрицательным (после выделения ~30% L1₂) (Рис. 2а); полевая зависимость намагниченности насыщения в поле от -10 до +10 кЭрст, так же как и температурная зависимость намагниченности, увеличиваются с увеличением доли L1₂ и максимальны при 100% содержании L1₂ фазы (Рис. 2б). Результаты структурных исследований позволяют установить нелинейную взаимосвязь между фазовым составом и функциональными свойствами сплавов.

Авторы признательны финансированной поддержке по РНФ проекту 19-72-20080.

Список литературы

1. A.E. Clark J.B. Restorff, M. Wun-Fogle, T.A. Lograsso, D.L. Schlagel IEEE Trans. Magn. Vol. 36. – 2000. – P. 3238.
2. A. E. Clark In. E. P. Wohlfarth, Ed., North-Holland Publishing Company, Amsterdam, – Vol. 1, Chapter 7, – 1980. –P. 531-589.
3. W. Wu, J. H. Liu, C. B. Jiang, H. B. Xu Appl. Phys. Lett. – Vol. 103. – 2007. – P. 262403.
4. A.M. Balagurov et al. J. Appl. Cryst. 50 (2017) 198-210

РАСШИРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ CoNiAl ЗА СЧЕТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА

Э.И. Янушоните, А.С. Ефтифеева, М.В. Жердева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

Email: yanushonite98@mail.ru

Эффективным способом для расширения температурного интервала обратимой деформации в циклах нагрузка/разгрузка в ферромагнитных сплавах с памятью формы, испытывающих термоупругое $B2-L1_0$ мартенситное превращение (МП), является старение под нагрузкой в мартенситном состоянии (СМН). Известно, что с помощью стабилизации ориентированного варианта мартенсита при СМН в материале реализуется двойной эффект памяти формы (ДЭПФ) и ферроэластичность (ФЭ) [1, 2, 3]. ФЭ характеризуется обратимой деформацией в мартенситном состоянии при температуре ниже M_f за счет переориентации мартенситных вариантов под нагрузкой, в то время как сверхэластичность (СЭ) реализуется только выше температуры A_f за счет развития МП. Следовательно, наведение ФЭ за счет СМН в сплавах с памятью формы позволяет расширить интервал обратимой деформации в температурную область $T < M_f$. На монокристаллах ферромагнитных сплавов на основе Ni после СМН показана обратимая ФЭ в интервале температур 96 К ($248 \text{ К} < T_1 < 344 \text{ К}$) [2]. На монокристаллах CoNiAl после СМН закономерности и механизмы переориентации мартенсита в зависимости от температуры испытания не исследованы. Целью данной работы является исследовать особенности развития обратимой деформации при сжатии в циклах нагрузка/разгрузка при различной температуре на монокристаллах $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ после СМН.

В работе исследованы монокристаллы ферромагнитного сплава $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ (ат. %), выращенные методом Бриджмена. Использовались образцы в форме прямоугольных параллелепипедов с площадью поперечного сечения 9 мм^2 и высотой 6 мм. Ось сжатия соответствует длинной стороне образца с ориентацией $[001]_{B2}$, две другие – $\langle 110 \rangle_{B2}$. Термомеханическая обработка образцов заключалась в гомогенизации при 1623 К в течение 8,5 ч и закаливании в воду комнатной температуры с последующим СМН при температуре 423 К, 0,5 ч под нагрузкой 500 МПа, приложенной вдоль $\langle 110 \rangle_{B2}$ -направления. Подробно методика СМН представлена в статье [4].

На исследуемых монокристаллах показано, что после СМН происходит стабилизация $L1_0$ -мартенситного варианта V1, характеризующегося растягивающей деформацией вдоль $[001]_{B2}$ -направления. Об этом свидетельствует экспериментальное наблюдение ДЭПФ с растягивающей обратимой деформацией $+7 (\pm 0,3) \%$ вдоль $[001]_{B2}$ -направления при температурах $M_s=335 \text{ К}$, $M_f=255 \text{ К}$ и $A_s=290 \text{ К}$, $A_f=360 \text{ К}$.

Так, в интервале от $203 \text{ К} < T_1 < M_f$ в СМН монокристаллах $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ под противодействующей сжимающей нагрузкой, приложенной вдоль $[001]_{B2}$ -направления, экзо- и эндотермических реакций не наблюдается, реализуется ФЭ за счет движения двойниковых границ в мартенсите, что приводит к переориентации варианта V1 в варианты V2/V3, формирующимися в соответствии с сонаправленной сжимающей нагрузкой. Кривые ФЭ характеризуются узким механическим гистерезисом $\Delta\sigma_{re}=13-23 \text{ МПа}$ и низкими критическими напряжениями $\sigma_{re}=20-38 \text{ МПа}$. В этом интервале температур наблюдается самая большая обратимая деформация до 12,0 %.

В температурном интервале $M_f < T_1 < A_f$ кривые нагрузка-деформация имеют двухстадийный вид (Рис. 1). Первая стадия связана с развитием обратного $L1_0(V1)-B2$ МП под нагрузкой и прямого $B2-L1_0(V1)$ МП при разгрузке. Это подтверждает исследование

эластокалорического эффекта: на первой стадии наблюдается обратный калорический эффект при нагрузке – поглощение тепла, при разгрузке – выделение тепла. Первая стадия характеризуется низкими критическими напряжениями $\sigma_{cr1} \leq 25$ МПа, полностью обратимой деформацией до 6,0 % и узким механическим гистерезисом $\Delta\sigma_1 \leq 19$ МПа. С ростом температуры испытания до A_f наблюдается снижение σ_{cr1} (от 25 МПа до 8 МПа), $\Delta\sigma_1$ (от 19 МПа до 3 МПа) и величины обратимой деформации ε_1 (от 6,0 % до 4,0 МПа) на первой стадии. Вторая стадия связана с развитием классического B2-L1₀(V2/V3) МП под нагрузкой, т. е. СЭ, протекающая с характерными экзо- и эндотермическими реакциями. СЭ характеризуется высокими критическими напряжениями $\sigma_{cr2} > 108$ МПа и широким механическим гистерезисом $\Delta\sigma_2 > 43$ МПа. Критические напряжения σ_{cr2} линейно увеличиваются от 108 МПа до 234 МПа с ростом температуры испытания в соответствии с уравнением Клапейрона-Клаузиуса [5]. Максимальная суммарная обратимая деформация на двух стадиях в этом температурном интервале составляет 10,2 % при $T_i = 298$ К.

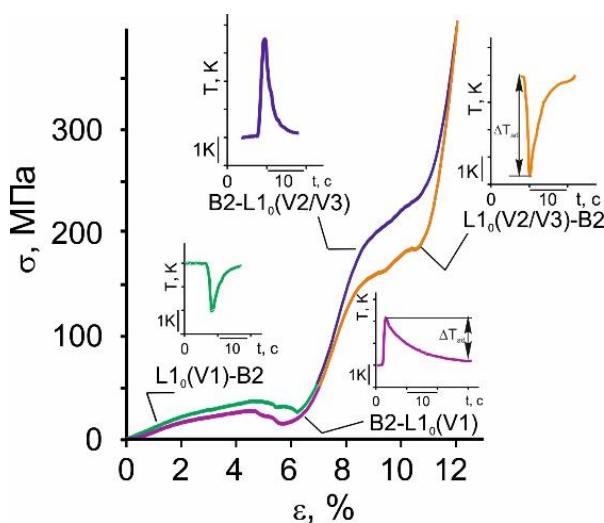


Рисунок 1. Кривые $\sigma(\varepsilon)$ при сжатии вдоль $[001]_{B2}$ -направления при $T=303$ К и соответствующие термограммы для СМН-монокристаллов $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$.

При температуре испытания $T_i > A_f$ реализуется СЭ за счет развития обратимого B2-L1₀ МП под нагрузкой. Выше A_f мартенсит напряжений не стабилен и при снятии нагрузки развивается обратное МП. Развитие B2-L1₀(V2/V3) МП под нагрузкой характеризуется высокими критическими напряжениями $\sigma_{cr} > 250$ МПа и значительным механическим гистерезисом $\Delta\sigma > 50$ МПа.

Таким образом, показано, что в СМН-монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ за счет стабилизации тетрагонального L1₀-мартенсита обратимая деформация в циклах нагрузка/разгрузка вдоль $[001]_{B2}$ -направления развивается в широком интервале температур от 203 К до 413 К ($\Delta T = 210$ К). ФЭ наблюдается при $T < 255$ К с величиной обратимой деформацией 12 %. В интервале от $M_f = 255$ К до $A_f = 360$ К наблюдается новый механизм переориентации L1₀-мартенситных вариантов, осуществляемый через последовательность обратного и прямого L1₀(V1)-B2-L1₀(V2/V3) МП.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10093, <https://rscf.ru/project/23-79-10093/>.

Список литературы

1. T. Niendorf [et. al.], *Acta Mater.* **89**, pp. 298–304 (2015).
2. E. Panchenko [et. al.], *Scr. Mater.* **162**, pp. 387–390 (2019).
3. K. Otsuka, X. Ren, *Mater. Sci. Eng. A.* **A312**, pp. 207–218 (2001).
4. A. Eftifeeva [et. al.], *Mater. Sci. Eng. A.* **A799**, 140166 (2021).
5. K. Otsuka, C. M. Wayman, *Cambridge University PRESS*, 284 p (1998).

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОГО СПЛАВА AlSi10Mg НА МЕЗО- И МАКРОУРОВНЯХ

Е.С. Емельянова¹, А. Бородина^{1,2}, В.С. Шахиджанов¹, В.А. Романова¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

² Национальный исследовательский Томский государственный университет

Email: emelianova@ispms.ru

В работе исследуется деформационный рельеф [1] на поверхности сплава AlSi10Mg, изготовленного методом селективного лазерного плавления [2]. Связь между структурой и механическими свойствами аддитивного сплава AlSi10Mg анализируется экспериментально и численно при квазистатическом сжатии. Было проанализировано напряженно-деформированное состояние на уровне зеренной структуры во фрагменте единичного трека, в мезообъеме, содержащем несколько треков и слоев, в элементе макрообъема, воспроизводящем геометрию и взаимное расположение треков в слоях макрообразца. Численный анализ деформации зеренных структур показал, что приграничные области испытывают более высокий уровень напряжений по сравнению с вытянутыми зернами кубической ориентации в центральных областях треков. На боковой поверхности формировался деформационный рельеф, выявляющий границы ванн расплава, в соответствии с данными экспериментов. Форма рельефных образований на поверхности сканирования и боковых сторонах образцов коррелировала с морфологией зерен, выходящих на поверхность. Расчеты на сжатие моделей макроструктуры также показали, что индивидуальные треки проявляют себя как специфические структурные элементы, которые смещаются друг относительно друга как целое за счет интенсивной деформации по границам. В результате на боковых поверхностях формируется выраженный деформационный рельеф, повторяющий границы треков. В большинстве треков приграничные участки испытывают более интенсивную пластическую деформацию, чем внутренние области, что согласуется с экспериментальными выводами. При этом наиболее высокий уровень пластической деформации реализуется в наклонных участках границ ванн.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>

Список литературы

1. E.S. Emelianova, O.S. Zinovieva, V.A. Romanova, R.R. Balokhonov, M. Pisarev, Phys Mesomech 2024, 1, DOI: 10.1134/S1029959924010028.
2. Z. Jiang, J. Sun, F. Berto, X. Wang, G. Qian, Phys Mesomech 2023, 26, p. 367–390.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПРОПИТКИ ГРАФИТА СВИНЦОМ НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТА НА СЖАТИЕ

А.А. Антанович

ФГБУН Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН

Email: antanov@hppi.troitsk.ru

Графит, благодаря совокупности уникальных физических и химических свойств, находит широкое применение практически во всех отраслях промышленности и сферах человеческой деятельности. Имея хорошую электропроводность графит используется, например, в качестве материала для контактных токосъемников на электротранспорте, а

низкие значения коэффициентов трения и линейного термического расширения позволяют успешно использовать графит в качестве материала для антифрикционных устройств различного назначения. Вместе с тем, графит имеет ряд недостатков, снижающих эффективность его применения. Прежде всего это хрупкость графита и довольно низкие показатели прочностных свойств. Эти недостатки графита можно исключить или существенно снизить, если пропитать его жидкими металлами. Пористость конструкционных графитов составляет 15-30%, поэтому полученный после пропитки композит унаследует, а в некоторых случаях и улучшит положительные свойства графита. Графит практически не смачивается расплавленными металлами, поэтому жидкофазную пропитку графита металлами нужно проводить под высоким давлением. При этом следует учитывать, что эффективность пропитки, кроме давления существенно зависит от температуры расплавленного металла. Известно, что глубина пропитки обратно пропорциональна квадратному корню из вязкости. Например, вязкость расплавленного свинца при повышении температуры от 330°C до 530°C снижается на 42%. Поэтому исследование влияния давления на эффективность пропитки следует проводить при постоянной температуре.

В настоящей работе исследовано влияние давления на эффективность пропитки графита марки ГЭ расплавленным свинцом при температуре 500°C. Под эффективностью пропитки здесь понимается повышение плотности композита и соответствующее снижение его пористости. Кроме того, полученные при различных давлениях пропитки композиты были испытаны на прочность на сжатие.

Исследования проводили с использованием аппарата высокого давления и методике описанных в работе [1].

Некоторые результаты проведенных исследований при температуре пропитки 500°C приведены в Табл. 1. Здесь Р – давление, П – пористость, σ – прочность на сжатие.

Таблица 1 – Зависимость плотности, пористости и прочности на сжатие от давления пропитки

Р, МПа	0.1	14	28	42	56	113	170
П, %	26	17	15	14	13	11	10
σ , МПа	30	72	84	92	101	114	121

Как видно из приведенной таблицы прочность композита на сжатие с увеличением давления пропитки существенно возрастает вместе с одновременным ростом плотности композита и снижением его пористости.

Список литературы

1. А.А. Антанович, *Поверхность*, 5, (2024).

О ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ РЕЛЬСА С ПОПЕРЕЧНЫМ УСТАЛОСТНЫМ ДЕФЕКТОМ

В.И. Смирнов¹, С.А. Атрошенко²

¹Петербургский государственный университет путей сообщения, С.-Петербург, Россия,

²Институт проблем машиноведения РАН, С.-Петербург, Россия,

E-mail: satroshe@mail.ru

Внутренние усталостные поперечные дефекты в головке железнодорожного рельса часто возникают в местах скопления флокенов и неметаллических включений. В работе [1] установлено, что эксперименту наиболее соответствует схематизация дефекта в форме

эллиптической трещины. Коэффициент интенсивности напряжений (КИН) для такой трещины в полярной системе координат (ρ, ϕ) имеет вид

$$K_I(\phi) = p \sqrt{\frac{\pi(b/a)}{E(k)}} \left(\frac{a^4 \sin^2 \phi + b^4 \cos^2 \phi}{a^2 \sin^2 \phi + b^2 \cos^2 \phi} \right)^{1/4},$$

где a и b – большая и малая полуоси эллипса, p – равномерная внешняя нагрузка (напряжение) на берегах трещины, $E(k)$ – полный эллиптический интеграл 2-го рода.

В частных случаях имеем: а) при $b/a \rightarrow 0$ (центральная трещина в пластине шириной $2b$) $K_I = p\sqrt{\pi b}$; б) при $b/a \rightarrow 1$ (круговая трещина) $K_I = 2p\sqrt{a/\pi}$.

Максимальное значение КИН достигается при $\phi = \pi/2$

$$K_I(\pi/2) = p \frac{\sqrt{\pi b}}{E(k)}. \quad (1)$$

При $b/a = 0.75$ (соотношение, близкое к часто встречающимся на практике вариантам формы трещины (рис.1)) имеем $K_I = 0.724 p\sqrt{\pi b}$.



Рис.1. Внутренняя поперечная трещина в головке рельса

Выражение (1) объединяет три формы трещины: непосредственно эллиптическую, круговую и трещину Гриффитса (сильно вытянутый эллипс, который в сечении по оси b можно рассматривать как центрально расположенную трещину). Перепишем (1) в более простом виде

$$K_I = k_s p \sqrt{\pi b},$$

где коэффициент формы $k_s = 1/E(k)$ ($0.637 \leq k_s \leq 1$), зависящий от соотношения длин полуосей эллипса b/a , в частности, принимает значения: $k_s = 1$ – трещина Гриффитса, $k_s = 0.637$ – дисковидная трещина, и $k_s = 0.724$ – эллиптическая трещина при $b/a = 0.75$. Зависимость КИН от размера трещины b при нагрузке $p = \sigma = 8.975$ МПа (от максимального изгибающего момента, вызванного сосредоточенной силой 100 кН) и $b/a = 0.75$ показана на рис.2.

Как видно из рис.2, узкая эллиптическая трещина имеет наибольший КИН. В предположении, что такая трещина в процессе роста сохраняет первоначальную форму (по крайней мере, на начальной стадии развития) было определено количество циклов нагружения N , необходимое для роста трещины в диапазоне 5-70% от площади головки рельса, в соответствии с подходом, предложенным в [2]. При нагрузке 100-200 кН порядок N составил 10^5 - 10^6 циклов (проходов колеса подвижного состава), что соответствует экспериментальным данным приведенным в [1]. Однако, следует учитывать, что длительная эксплуатация приводит к изменению структурно-фазового состояния рельсовой

стали. После достижения трещиной критического размера вдали от поверхности материал

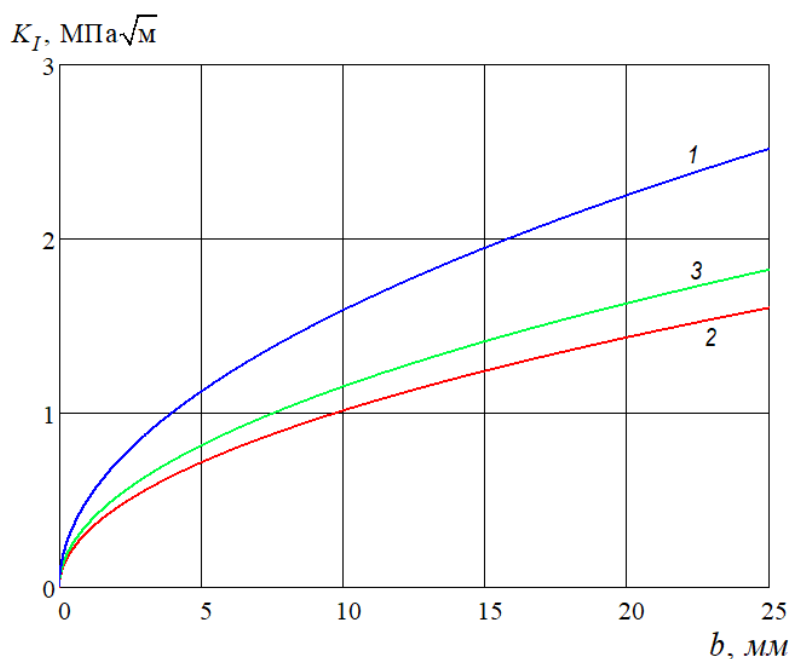


Рис.2. Зависимость КИН от размера и формы трещины:
1 – трещина Гриффитса, 2 – круговая трещина, 3 – эллиптическая трещина

представлял собой пластинчатый перлит, по границам которого располагался структурно свободный феррит, преимущественно в виде сетки [3], поэтому первоначальные механические свойства, закладываемые в расчет циклической трещиностойкости, в определенной мере утрачиваются.

Список литературы

1. Клинов С.И., Кривоногов В.Г., Сидраков А.А., Рейхарт В.А. *Вестник ВНИИЖТ*, сс.36-40, №3. (2001).
2. Смирнов В.И., Видюшенков С.А., Майер С.С. // *Вестник гражданских инженеров*, сс.75-81, № 2 (79), (2020).
3. Atroshenko, S., Smirnov, V., Maier, S. *Engineering Failure Analysis* 139 (September, 2022) 106445

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОГО СПЛАВА AlSi10Mg. ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ

А. Бородина^{1,2}, Е.М. Дымнич², А.В. Землянов², В.А. Романова²

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: anzhelika.borodina@ispms.ru

В данной работе исследуется влияние отжига на микроструктуру и напряженно-деформированное состояние (НДС) силумина, изготовленного методом селективного лазерного плавления (СЛП) [1]. Модели фрагментов дендритной структуры были построены на основе экспериментальных данных просвечивающей электронной микроскопии и элементного картирования. Экспериментальный анализ выявил наличие мелкоячеистой дендритной структуры с ячейками первичного алюминия диаметром 400-500 нм, окруженными непрерывным эвтектическим каркасом с высоким содержанием частиц кремния нанометровых размеров в алюминиевой матрице [2]. Механические свойства элементов определялись по смесевой модели в соответствии с объемной долей

алюминия и кремния, попавших в границы элементов. Деформационное поведение алюминиевой фазы описывалось в рамках модели физической теории пластичности кристаллов, кремния – в рамках модели изотропной упругости. Для разработанных моделей ячеистых дендритных структур была выполнена серия конечно-элементных расчетов для исследования влияния объемной доли кремния в эвтектическом каркасе на локальные и эффективные характеристики НДС.

Проанализирована роль эвтектического каркаса в распределении нагрузки между алюминиевой и кремниевой фазой, оценены эффективные упругие модули для моделей с различным содержанием кремния. Сравнение полученных эффективных модулей показало согласие с экспериментальными результатами наноиндентирования. Исследование влияния кристаллографической ориентации алюминиевой матрицы на эффективные и локальные характеристики НДС показало, что эффективный модуль упругости возрастает с отклонением оси сжатия от кристаллографических направлений $\langle 100 \rangle$ к $\langle 110 \rangle$.

Проведен сравнительный анализ напряженно-деформированного состояния во фрагментах микроструктуры исходных и отожженных образцов с одинаковым содержанием кремния и выявлена роль эвтектического каркаса в снижении пластичности алюминий-кремниевых сплавов, изготовленных методом СЛП. Было получено, что диапазон изменения интенсивности напряжений в отожженном материале сужается и сдвигается в сторону меньших значений как в алюминиевой, так и в кремниевой фазе. Этому способствует увеличение радиуса кривизны частиц кремния и их равномерное распределение в объеме, а также интенсивная пластическая деформация в окружающей алюминиевой фазе. Наиболее высокий уровень пластической деформации наблюдается в областях локализации в исходной структуре с большим содержанием кремния. Этот вывод согласуется с экспериментальными данными для неотожженных образцов, свидетельствующих о локализации пластической деформации по границам ванн, где наблюдается концентрация кремния.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>

Список литературы

1. Z. Jiang, J. Sun, F. Berto, X. Wang, G. Qian, Phys Mesomech 2023, 26, p. 367–390.
2. V. Romanova, R. Balokhonov, A. Borodina, O. Zinovieva, E. Dymnich, S. Fortuna, A. Shugurov, Thin-Walled Structures, 2024, 196, 111464.

ТЕОРИЯ ЗАКРИТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

В.Э Вильдеман

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Email: wildemann@pstu.ru

Закритическая стадия деформирования непосредственно предшествует моменту разрушения, характеризуется снижением сопротивления материала (разупрочнением), проявляющемся в уменьшении напряжений при прогрессирующих деформациях [1–4]. Физические причины разупрочнения различных материалов могут существенно отличаться, но, как правило, связаны с возникновением и развитием системы дефектов, разрушением структурных элементов [4–8]. В этом смысле полные диаграммы деформирования, содержащие ниспадающие ветви, несут интегральную информацию о закономерностях накопления повреждений. Условия макроразрушения, формирующиеся на закритической стадии деформирования, в отличие от традиционных представлений, не являются однозначно связанными с напряженным состоянием в точке деформируемого тела. Ключевую роль в переходе от стадии равновесного накопления повреждений к

неравновесной, лавинообразной, стадии разрушения кроме свойств материала играет нагружающая система [1, 4, 9, 10].

Разработаны теоретические положения механики закритического деформирования, а также нелокальной теории прочности, основанной на учете свойств нагружающих систем при установлении условий разрушения [4, 11]. Сформулирован признак закритической деформации и расширенный постулат устойчивости для совокупности деформируемого тела и нагружающей системы. Как следствие, получено условие устойчивого деформирования разупрочняющегося материала. Доказана теорема единственности решений упругопластических задач с граничными условиями контактного типа для тел с зонами разупрочнения. Осуществлен вывод необходимых условий устойчивости закритического деформирования элементов структуры неоднородных сред. Доказаны экстремальные и вариационные принципы механики закритического деформирования.

Анализ экспериментальных данных [12-15], разработанные элементы теории закритического деформирования, результаты математического моделирования процессов разрушения структурно неоднородных тел приводят к выводам, что разрушение не происходит при фиксированном, наперед заданном, для данного материала значении какой-либо меры напряженного состояния, условия разрушения имеют нелокальный характер и ключевым образом определяются не только свойствами среды, но и нагружающей системы. Последняя может играть роль жесткого «удерживающего» окружения, стабилизирующего процесс накопления дефектов, либо, напротив, «подпитывать» процесс повреждения запасенной упругой энергией, приводя к динамическому разрушению.

Стремление к более адекватному прогнозированию момента разрушения, когда равновесная стадия накопления повреждений сменяется стадией неустойчивого, лавинообразного, изменения системы дефектов, приводит к отказу от использования критериев прочности в традиционном их понимании. Предлагаемый альтернативный подход заключается в том, что разрушение материала рассматривается как результат потери устойчивости процесса деформирования на закритической стадии, что может произойти в зависимости от условий нагружения в любой точке ниспадающего участка диаграммы. Условия разрушения определяются непосредственно из решения краевой задачи неупругого деформирования при учете реальных условий нагружения с помощью локальных или нелокальных граничных условий третьего рода.

С точки зрения построения определяющих соотношений крайне важным является получение экспериментальной информации об условиях перехода к закритической стадии и характере разупрочнения при сложном напряженном состоянии [14, 15]. Естественно, что при этом возникает ряд методических трудностей интерпретации данных в условиях нарушения макрооднородности деформаций [13, 16]. Выведены условия устойчивости закритического деформирования в опытах на растяжение и кручение [13, 17]. Получены новые данные о закритической стадии деформирования различных конструкционных материалов (металлов и композитов). С целью выявления закономерностей поведения материалов при комбинированных воздействиях разработаны методики экспериментального изучения влияния дополнительных вибрационных воздействий в процессе закритического деформирования на реализацию деформационных ресурсов за счет стабилизации процесса накопления повреждений [18].

Работа выполнена в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке гранта РФФИ № 22-19-00765.

Список литературы

1. Волков С.Д., Ставров В.П. Статистическая механика композитных материалов. Минск: Изд-во БГУ, 1978. 206 с.

2. Стружанов В.В., Миронов В.И. Деформационное разупрочнение материала в элементах конструкций. Екатеринбург: УрО РАН, 1995. 191 с.
3. Чаусов Н.Г. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2004. № 7, Т. 70. С. 42–49.
4. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. М.: Наука, Физматлит, 1997. 288 с.
5. Wildemann V.E., Zaitsev A.V., Gorbunov A.N. Physical Mesomechanics. 1999. Vol. 2, No. 4. P. 37–44.
6. Вильдеман В.Э., Ильиных А.В. Физическая мезомеханика. 2007. Т. 10. № 4. - С. 23-29.
8. Радченко В.П., Небогина Е.В., Басов М.В. Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Физико-математические науки. 2000. № 9. С. 55-65.
9. Вильдеман В.Э., Третьяков М.П. Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. №3. С.49–57.
10. Vildeman V.E., Tretuyakov M.P. Journal of machinery manufacture and reliability. 2013. Vol. 42. № 2. pp. 166-170.
11. Вильдеман В.Э. ПММ. 1998. Т. 62, вып. 2. С.304–312.
12. Tretuyakov M.P., Vildeman V.E. Frattura ed Integrita Strutturale. 2013. Vol.24. pp. 96-101.
13. Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьяков М.П., Третьякова Т.В., Лобанов Д.С. Экспериментальные исследования закритического деформирования и разрушения конструкционных материалов. — Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2018. 156 с.
14. Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьяков М.П. Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. 2014. № 1. С. 26-36.
15. Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьякова Т.В., Третьяков М.П. Известия РАН. Механика твердого тела. 2017. № 5. С. 22-29.
16. Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьякова Т.В., Третьяков М.П. Известия Российской академии наук. Механика твердого тела — 2016. — №5. — С. 132-139.
17. Вильдеман В.Э., Мугатаров А.И. Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2022. № 4. С. 135-147
18. Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьяков М.П. Доклады академии наук. 2016. Vol. 467, No. 3. P. 284-288.

АНОМАЛЬНОЕ МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

С.В. Гладковский, В. Е. Веселова

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения
имени Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук

Email: gsv@imach.uran.ru

Со времени открытия Е. Шайлем в 1932 г. в хромоникелевых сталях мартенсита деформации на ряде метастабильных сталей и сплавов различных систем легирования при механическом нагружении в области температур ниже точек M_b и M_d (температуры образования мартенсита напряжения и мартенсита деформации соответственно) были выявлены аномальные эффекты механического поведения (пластичность превращения, пониженное сопротивление пластической деформации, прерывистая текучесть, сверхупругость, возврат заданной деформации и формы и др.). Наиболее известный TRIP (transformation induced plasticity) или ПНП (пластичность, наведенная превращением) эффект, заключающийся в появлении максимума на температурной зависимости относительно удлинения, дал название новому классу высокопрочных конструкционных сталей с метастабильным аустенитом, обладающих повышенным комплексом механических свойств. Позднее в начале 70-х годов прошлого века было установлено благоприятное влияние образования мартенсита деформации в вершине растущей трещины на повышение статической и циклической трещиностойкости (вязкости разрушения) метастабильных аустенитных сталей (МАС).

В настоящей работе представлены полученные в разные годы результаты исследования аномалий механических свойств и характеристик трещиностойкости МАС на основе систем Fe-Mn и Fe-Mn-Cr, а также титанового сплава ВТ23 с деформационно-метастабильной β -фазой. В изученных двухфазных ($\gamma+\epsilon$) и аустенитных метастабильных

Fe-Mn и Fe-Mn-Cr сталях в области малых пластических деформаций выявлены замкнутые петли механического гистерезиса, связанные с развитием упруго-обратимого мартенситного $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ превращения, а в области развитых пластических деформаций – характерная зубчатость на кривых растяжения (прерывистая текучесть), вызванная образованием α' -мартенсита деформации [1].

На температурных зависимостях относительного удлинения и показателя статической трещиностойкости J_c метастабильных сталей 03Г20К2 и 23Х13Н3Г3 зафиксированы аномальные максимумы, обусловленные проявлением TRIP (ПНП) эффекта. Следует отметить, что возможность повышения статической трещиностойкости метастабильных сталей при образовании мартенсита деформации определяется противоположным действием двух факторов – созданием в вершине трещины сжимающих напряжений за счет объемного эффекта $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения и охрупчивающим влиянием образующихся продуктов мартенситного превращения. Сравнительный анализ результатов испытаний метастабильных сталей с различным содержанием углерода на статическую трещиностойкость показал, что при содержании углерода свыше 0,5-0,6 % мартенсит деформации становится хрупким и это отрицательно сказывается на сопротивлении сталей хрупкому разрушению при комнатной и, особенно, при пониженных температурах.

В условиях испытаний на однократное и повторное отнулевое растяжение (до 100 циклов) в титановом сплаве ВТ23 с метастабильной β -фазой при напряжении свыше триггерного ($\sigma_{\text{trigger}} = 400$ МПа) соответствующего началу образования α' -мартенсита напряжения, установлен двухстадийный характер пластического течения (двойной предел текучести) и обнаружен эффект мартенситной сверхупругости, обусловленный развитием упруго-обратимого $\beta \leftrightarrow \alpha'$ -мартенситного превращения [2]. Показано, что дестабилизация β -фазы в сплаве ВТ23 по отношению к образованию α' -мартенсита напряжения при повышении температуры закалки от 800 до 860 °С приводит к росту работы на распространение трещины, способствует увеличению параметра K_{1C} и улучшению циклической трещиностойкости в интервале значений размаха $\Delta K \leq 25$ МПа \times м^{1/2}.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН

Список литературы

1. С. В. Гладковский, Г. Г. Амигуд, М. А. Филиппов, Т. В. Филиппова, ФММ, том 61, вып. 1. сс. 166-171 (1986)
2. S. V. Gladkovsky, V. E. Veselova, S. N. Sergeev, A. M. Patselov, Transactions of the Indian Institute of Metals, V. 76, pp. 2091–2097 (2023)

МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Е.М. Дымнич¹, В.А. Романова¹, О.С. Зиновьева², Р.Р. Балохонов¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

² School of Engineering and Technology, University of New South Wales Canberra

Email: dymnich@ispms.ru

Ключевой проблемой, ограничивающей широкое промышленное применение аддитивных технологий металлических изделий, является сложная зависимость микроструктуры и механических свойств конечных продуктов от технологических режимов процесса аддитивного производства [1, 2]. Наличие сложной иерархической структуры, характерной для большинства аддитивных металлов и сплавов, делает их поведение сложно предсказуемым в рамках существующих теорий. В этой связи разработка структурно-механической модели аддитивно изготовленных алюминиево-кремниевых

сплавов и численное исследование особенностей их деформационного поведения вызывает повышенный интерес у исследователей.

Предложенный в рамках настоящей работы подход включает моделирование эволюции микроструктуры сплава $AlSi10Mg$ в процессе селективного лазерного плавления и последующий микромеханический анализ деформационного поведения полученной поликристаллической модели. Математическая модель кристаллизации материала в процессе СЛП была разработана на основе комбинированного подхода математического описания эволюции температурных полей и имитационного метода клеточных автоматов для моделирования роста зерен [3]. Микромеханический анализ модельной микроструктуры выполняется на основе физической теории пластичности поликристаллов.

Для исследования деформационного поведения сплава $AlSi10Mg$, полученного селективным лазерным плавлением, модельные структуры были подвержены одноосному растяжению вдоль трех направлений. Анализ полей напряжений и деформаций показал существенную анизотропию механических свойств на уровне зеренной структуры. Показано, что напряженно-деформированное состояние материала при одноосном растяжении является сложным, при котором все компоненты тензора напряжений вносят сопоставимый вклад в деформационное поведение. Продемонстрирована связь кристаллографической текстуры с особенностями деформационного поведения материала.

Исследование выполнено за счет проекта государственного задания ИФПМ СО РАН, FWRW-2021-/0002/.

Список литературы

1. E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevsky, Phys Mesomech 2022, 25, p. 479–491.
2. Z. Jiang, J. Sun, F. Berto, X. Wang, G. Qian, Phys Mesomech 2023, 26, p. 367–390.
3. A. Zinoviev, O. Zinovieva, V. Ploshikhin, Comput. Mater. Sci. 2018, 141, p. 207–220.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ «КОСТЬ-ИМПЛАНТАТ»

В.В. Ким, А.С. Буяков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: valeriiakim@ispms.ru

Дефекты костей челюстно-лицевой области, особенно вследствие онкологии, могут быть достаточно обширными и требуют замещения. Костная имплантация способствует восстановлению функциональности утраченных костей, а также значительно влияет на эстетику челюстно-лицевой области, что способствует улучшению качества жизни таких пациентов. Выбор материала имплантата осуществляется с учетом биомеханических свойств материала [1, 2], локализации области замещения, индивидуальных особенностей пациента. Среди материалов, отвечающих требованиям биосовместимости, особый интерес представляет оксидная керамика [3], подобная кости по своим биомеханическим свойствам и способствующая прорастанию тканей в имплантат, благодаря биохимическим реакциям на границе и активному остеогенезу. Для учета индивидуальных особенностей строения костей используются индивидуальные имплантаты, модели которых построены на основе антропометрических данных пациентов. Одним из важных этапов в разработке индивидуальных биокерамических эндопротезов для челюстно-лицевой хирургии является расчет напряженного состояния самого импланта и окружающих костей.

Целью данной работы является трёхмерное моделирование напряженного состояния системы «кость-имплантат» в челюстно-лицевой области на основе данных компьютерной томографии пациента.

3D модели имплантата и костей строятся на основе данных компьютерной томографии, вследствие чего имеют сложную конфигурацию. При подготовке 3D моделей имплантата и костей для расчета напряженного состояния модели преобразовываются в твердотельный формат, на этом этапе могут возникнуть дефекты в моделях, требующие их устранения. Сложная конфигурация моделей из-за характера их построения влияет на выбор формы конечного элемента и количество элементов в расчетной сетке. В качестве формы конечного элемента в данной работе был выбран тетраэдр.

Численное моделирование системы «кость-имплантат» было выполнено методом конечных элементов в программном комплексе ABAQUS и происходило в два этапа. Целью первого этапа была отладка программы для сходимости расчетов, поэтому для упрощения задачи был использован фрагмент кости, примыкающий к латеральной части имплантата. Количество элементов было подобрано по результатам анализа сеточной сходимости, для кости расчетная сетка содержала 91855 элементов, для имплантата – 145413 элементов.

На втором этапе для повышения достоверности результатов была увеличена доля кости и взята половина лицевой кости, количество элементов в кости составило 565729, в имплантате – 145413 элементов.

Задача была решена в рамках линейной теории упругости, поэтому в качестве характеристик материалов для проведения расчетов были необходимы только модуль Юнга и коэффициент Пуассона костной ткани и материала имплантата [4, 5].

Результаты численного расчета напряженного состояния системы «кость-имплантат» показали, что при увеличении доли кости области повышенной интенсивности напряжений соответствуют областям приложения нагрузки и закрепления, что говорит об адекватности построенных моделей. Полученные результаты могут быть использованы при проектировании подобных имплантатов.

Автор выражает благодарность заведующему лабораторией Игорю Юрьевичу Смолину за обсуждение полученных результатов, ценные замечания и рекомендации при оформлении данной работы. Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.

Список литературы

1. Т. V. Kolmakova, S. P. Buyakova, S. N. Kulkov, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* **123** (2016)
2. М. Д. Кормашова, А. С. Бужков, В. Ф. Войцик [и др.], *Международная научно-техническая молодежная конференция «Перспективные материалы конструкционного и функционального назначения»: Сборник научных трудов*, сс. 133–134 (2020)
3. Ю. Ю. Диков, В. Соболевский, М. Кропотов, В. Ю. Ивашков, *Саркомы костей, мягких тканей и опухоли кожи* **1**, сс. 50-54. (2015)
4. Т. В. Колмакова, *Компьютерные исследования и моделирование* **3**, сс. 433–441 (2013)
5. Т. В. Чайковская, Е.С. Марченко, *Фундаментальные основы механики* **10**, сс. 119–122 (2022)

НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ КВАНТОВОЙ ТОЧКИ В УПРУГОМ ПОЛУПРОСТРАНСТВЕ

И.А. Ковалев¹, А.Л. Колесникова^{2,3}, М.Ю. Гуткин¹⁻³

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия

² Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

Email: i.kovalev2001@yandex.ru

Элементной базой современных электронных и оптоэлектронных устройств служат плоские гетероструктуры с квантовыми точками (КТ) различной формы, в частности,

цилиндрической [1]. Исследования устойчивости таких гетероструктур к образованию в них дислокаций и других дефектов, приводящих к деградации рабочих характеристик гетероструктуры в целом, чрезвычайно важны и актуальны.

В основе определения оптимальных параметров КТ, не приводящих к локальной пластической деформации вблизи нее, лежит упругая задача о КТ в полупространстве. В связи с этим цель настоящей работы – расчет упругих полей и энергии цилиндрической КТ, погруженной в полупространство из другого материала.

На рис. 1 показано упругое полупространство с цилиндрическим включением R (от англ. *real*), которое служит моделью КТ. Это включение обладает собственной деформацией вида [2]:

$$\varepsilon_{ii}^* = \varepsilon^* \delta(V_0), \quad i = x, y, z \text{ и } \rho, \varphi, z, \quad (1)$$

где $\delta(V_0)$ – дельта-функция объема, определяемая соотношением $\delta(V_0) = \begin{cases} 1, & \mathbf{r} \in V_0 \\ 0, & \mathbf{r} \notin V_0 \end{cases}$; V_0 – область включения.

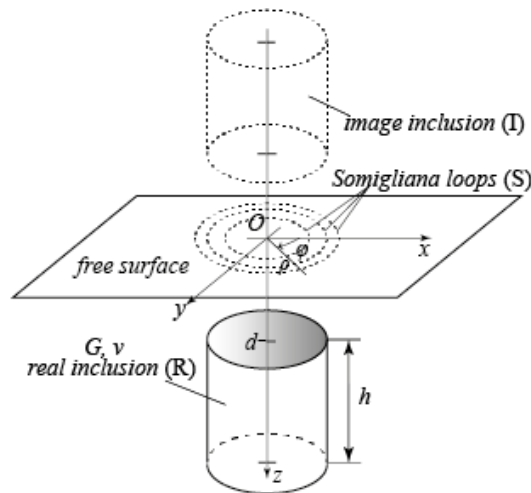


Рисунок 1. Цилиндрическое включение R в упругом полупространстве $z > 0$. Показаны зеркальное включение I и распределение виртуальных петель Сомиглианы S.

На свободной поверхности полупространства ($z = 0$) заданы граничные условия:

$$\sigma_{kz} \Big|_{z=0} = 0, \quad k = \rho, \varphi, z, \quad (2)$$

Искомое упругое поле цилиндрического включения при наличии условий (2) было представлено в виде суммы полей включения R в бесконечной среде [2], зеркального включения I (от англ. *image*) и непрерывно распределенных по поверхности полупространства петлевых радиальных дислокаций Сомиглианы S [3]. В результате такого приема и с учетом того, что $\sigma_{\varphi z} \equiv 0$ для цилиндрического включения и петель S, условия (2) выродились в одно интегральное уравнение Фредгольма I рода относительно неизвестной функции распределения петель Сомиглианы S, которое решалось с помощью пары интегральных преобразований Ханкеля (см., например, [3,4]).

На основе полученных решений в виде интегралов Лифшица-Ханкеля [5] с помощью программного пакета Wolfram Mathematica были численно построены карты полей напряжений в центральном продольном сечении КТ. На рис. 2 показаны компоненты напряжений, входящие в граничные условия (2). Видно, что эти компоненты обращаются в

ноль на границе упругого полупространства $z=0$, что подтверждает корректность полученного решения.

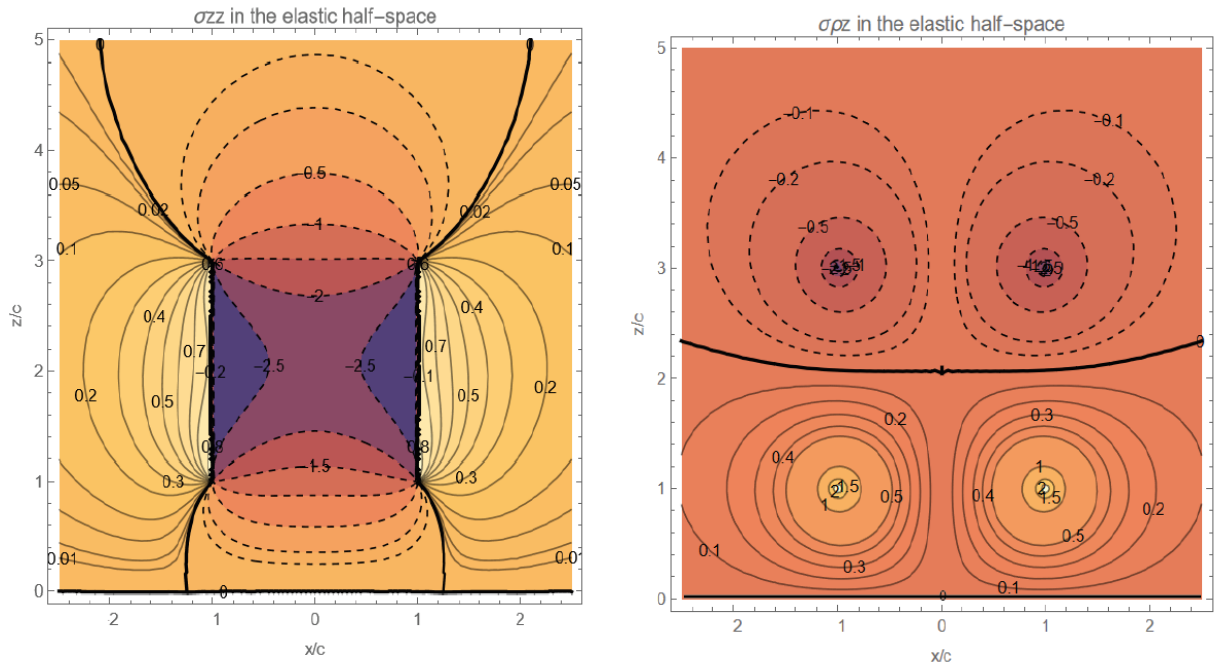


Рисунок 2. Карты напряжений σ_{zz} и σ_{rz} в центральном продольном сечении цилиндрического включения в упругом полупространстве. Координата свободной поверхности: $z=0$. Напряжения выражены в единицах $G\varepsilon^*$, где G – модуль сдвига, ε^* – величина собственной деформации включения. В расчетах коэффициент Пуассона $\nu = 0.3$. Координаты нормированы на величину радиуса цилиндра s .

На основе расчета поля напряжений цилиндрической КТ с собственной деформацией (1) в упругом полупространстве показано, что такая КТ создает в окружающей матрице ненулевое гидростатическое напряжение в отличие от модели КТ в бесконечной среде. Это приводит, во-первых, к упругому взаимодействию КТ с другими дилатационными дефектами (например, с точечными) и, во-вторых, к уменьшению упругой энергии КТ вблизи свободной поверхности.

Список литературы

1. Ю.Д. Сибирмовский и др., *ФТП* **49(5)**, сс. 652-657 (2015).
2. A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, *Int. J. Solids Struct.* **143**, pp. 59-72 (2018).
3. А.Л. Колесникова, А.Е. Романов, *Круговые дислокационно-дисклинационные петли и их применение к решению граничных задач теории дефектов* (Препринт 1019, ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Ленинград, 1986).
4. A.L. Kolesnikova, A.E. Romanov, *J. Appl. Mech.* **71(3)**, pp. 409-417 (2004).
5. G. Eason, B. Noble, I.N. Sneddon, *Phil. Trans. R. Soc.* **247(935)**, pp. 529-551 (1955).

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ В АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОМ ОЛИГОКРИСТАЛЛЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ

М. Писарев¹, В.А. Романова¹, Д.В. Лычагин², Р.Р. Балохонов¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

Email: pisarev@ispms.ru

В данной работе численно и экспериментально исследованы деформационные механизмы в олигокристалле алюминиевой бронзы. Экспериментальный образец,

содержащий несколько столбчатых зерен был изготовлен проволочным электронно-лучевым способом [1, 2]. На основе полученной экспериментально EBSD карты была построена конечно элементная модель в рамках физической теории пластичности кристаллов с явным учетом формы и ориентации зерен.

Экспериментальные и численные исследования показали, что в процессе сжатия образца, в большинстве зерен наряду с системами скольжения с максимальным фактором Шмида, активируются другие системы. Чтобы выявить причину активации систем скольжения с не максимальным фактором Шмида, были численно анализированы поля напряжений в зернах. Анализ показал наличие не одноосного состояния на уровне зерна.

Детальный численный анализ скоростей пластических деформации показал, что в отдельных зернах, пластическая деформация развивается в виде узких фронтов. Эти фронты возникают вблизи пуансона и затем распространяются к противоположной части образца.

Исследование показало, что изучение механизмов деформации олигокристаллов дает ценное представление о связи между внутри- и межзеренными механизмами деформации и общим поведением материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0002.

Список литературы

1. E. A. Kolubaev, V. E. Rubtsov, A. V. Chumaevsky, E. G. Astafurova, Physical Mesomechanics, 2022, 25 (6), 479-491.
2. A. V. Panin, M. S. Kazachenok, K. V. Krukovsky, L. A. Kazantseva, S. A. Martynov, Physical Mesomechanics, 2023, 26 (6), 643-655.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ОБРАЗЦАХ АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОЙ СТАЛИ

М. Писарев¹, Д.Д. Гатиятуллина^{1,2}, В.Р. Балохонов^{1,2}, В.А. Романова¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

Email: pisarev@ispms.ru

Деформационный рельеф, образующийся на поверхности материала в процессе нагружения, является многомасштабным явлением, происходящим на микро-, мезо- и макроуровнях. Процессы, происходящие на поверхности образца, могут являться индикатором внутреннего состояния материала [1], в связи с чем, актуальным является выявление закономерностей формирования деформационного рельефа.

В данной работе деформационный рельеф изучается на экспериментальном образце из нержавеющей стали 316L, изготовленном методом селективного лазерного плавления. Обе стороны образца подвергались шлифовке и полировке, после чего одна из поверхностей покрывалась контрастом для исследования полей смещений и деформаций методом корреляции цифровых изображений, а на противоположную поверхность наносилась разметка для регистрации профилограмм. Растяжение проводилось на испытательной машине BISS Nano 15 kN согласно методике нагружения с остановками при определенной степени деформации [2].

По результатам анализа методом корреляции цифровых изображений было выявлено, что деформация происходила квазиоднородно и симметрично относительно центра образца вплоть до 30% растяжения, после чего в центральном сечении образца начиналось плавное

формирование шейки. При этом ярко выраженный деформационный рельеф на всей поверхности рабочей части формировался уже на самых ранних стадиях пластического течения. При 5 и 35% деформации поверхность рабочей части была исследована с помощью сканирующего профилометра NewView. Анализ профилей выявил сложную иерархически организованную структуру рельефа, включающую складки различного масштаба и ориентации. Уже при 5% определяющий вклад в огрубление поверхности вносят области интрузии и экструзии с характерными признаками мезоскопических рельефных образований, высота которых достигает 10 мкм, а ширина - до 500 мкм. В структуре крупных складок хорошо видны пачки более мелких параллельных складок, ориентированных под углом к оси растяжения, принимающим разные значения в разных областях поверхности. При 35% рельеф становится еще более сложным: в структуре сформировавшегося ранее рельефа добавляется система более мелких продольных складок, ориентированных вдоль оси растяжения. Предположительно, различные компоненты рельефа связаны с различными механизмами деформации, развивающимися на разных масштабных уровнях.

Исследование выполнено в рамках проекта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>

Список литературы

1. E.S. Emelianova, O.S. Zinovieva, V.A. Romanova, R.R. Balokhonov, M. Pisarev, Physical Mesomechanics, 2024, DOI: 10.1134/S1029959924010028.
2. V. Romanova, E. Emelianova, M. Pisarev, O. Zinovieva, R. Balokhonov, Metals, 2023, 13 (2), 440.

ПРОЦЕССЫ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ В СВАРНОМ СОЕДИНЕНИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

М.В. Сергеев, Р.Р. Балохонов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: sergeevmaximv@gmail.com

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является перспективным способом соединения алюминиевых сплавов, который позволяет избежать плавления материалов в процессе сварки [1]. Несмотря на широкое применение СТП технологий, до сих пор не полностью понятны механизмы деформации и разрушения материала в зоне сварного соединения и прилегающих областях. В данной работе исследуются особенности локализации деформации и разрушения в СТП соединении алюминиевого сплава, связанные с наличием криволинейных границ раздела на мезоуровне в области СТП соединения.

Краевая динамическая задача о простом одноосном растяжении поликристаллического образца решалась численно методом конечных разностей в постановке плоского деформированного состояния. В систему уравнений входят закон сохранения импульса, уравнение неразрывности и соотношения для скоростей деформаций. Генерация двумерных структур поликристаллического образца производится методом пошагового заполнения [2]. Для описания динамической реакции алюминия используется релаксационное определяющее уравнение на основе дислокационных представлений о пластическом течении [3]. Разрушение локальных областей поликристалла учитывается с помощью энергетического критерия максимальной интенсивности пластических деформаций.

Установлено, что на мезоуровне благодаря наличию границ раздела происходит локализация пластического течения. Основной результат заключается в том, что области

максимальной локализации изменяют свое местоположение в процессе деформирования. Поскольку материал разрушается в области максимальной локализации пластического течения, а данная область наблюдается в различных местах СТП соединения в процессе нагружения, то при прочих равных условиях место зарождения трещины определяется величиной предельной деформации δ исследуемого сплава. В зависимости от значения δ разрушение СТП соединения на стороне отхода может произойти либо в основном материале, либо в зоне термомеханического влияния, либо даже в наиболее прочном ядре. Трещина зарождается в различных местах расчетной области, т.е. в тех локальных областях материала, где на данный момент нагружения наблюдается максимальная интенсивность пластических деформаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

Список литературы

1. Е.В. Сергеева / Автоматическая сварка 2013, 5, с. 58-62.
2. V.A. Romanova, R.R. Balokhonov, Engineering with Computers 2021, 37, p. 241-250
3. R.R. Balokhonov, V.A. Romanova, S. Schmauder, Mechanics of Materials 2009, 41, p. 1277-1287.

ОЦЕНКА АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ ПУТЕМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

С.В. Смирнов, М.В. Мясникова

Институт машиноведения Уральского отделения РАН

Email: marina_31076@mail.ru

Отслоение (нарушение адгезионных связей) является самым распространенным типом повреждений в конструкциях с полимерными покрытиями и возникает как вследствие нарушения требований технологии нанесения покрытий, так и в процессе эксплуатации за счет накопления внутренних микрповреждений при различных типах внешнего воздействия. Интенсивность накопления микрповреждений тесно связана с особенностями изменения напряженно-деформированного состояния на контакте соединения. Этот факт обусловил необходимость в разработке подходов исследования адгезионной прочности с использованием критериев, учитывающих параметры напряженно-деформированного состояния на контакте взаимодействующих поверхностей в условиях, приближенных к эксплуатационным. В настоящей работе предложена новая методика оценки адгезионной прочности полимерного покрытия, в основу которой положена численная реализация подхода механики разрушения при обработке результатов, полученных при испытаниях по внедрению индентора Роквелла.

В качестве покрытия выбрали полимерную композицию горячего отверждения на основе эпоксидной диановой смолы ЭД-20 с титаналкоксидным отвердителем [1]. Покрытие наносили на металлическую основу из низкоуглеродистой стали Ст 3 с содержанием углерода 0.2%. Толщина покрытия составила 160 мкм. Испытания на индентирование проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z2,5 при комнатной температуре. При внедрении перпендикулярно поверхности покрытия наконечник индентора пластически деформирует некий объем материала покрытия, что приводит к формированию кольцевой области вспучивания покрытия вокруг отпечатка. С увеличением глубины внедрения на границе соединения материалов покрытия и основы может зародиться и начать развиваться трещина, вследствие разрушения адгезионных связей преимущественно за счет радиального сдвига при вытеснении материала покрытия из-под индентора. Факт возможного отслоения покрытия от основы фиксировали по изменению эффективных упругих свойств адгезионного соединения в области вблизи отпечатка. Для этого провели ряд дополнительных испытаний по внедрению алмазного

индентора Виккерса при малых нагрузках на инструментированном микротвердомере FISHERSCOPE 2000хум. Анализ полученных данных позволил зафиксировать снижение значений приведенного эффективного нормального модуля упругости системы покрытие-основа вдоль линии измерений в радиальном направлении к отпечатку, что может свидетельствовать о наличии в этой области зазора между покрытием и материалом основы и служить в качестве признака для определения положения границы отслоения покрытия. При этом сама зона отслоения представляет собой кольцевую трещину, находящуюся в равновесном состоянии, а ее экспериментальная определенная ширина может быть использована в качестве контролируемого геометрического параметра при проведении численного моделирования по формированию зоны отслоения покрытия в условиях эксперимента. Всего при одной и той же нагрузке на индентор было получено и обработано 20 отпечатков индентора Роквелла, что позволило усреднить полученные экспериментальные результаты и тем самым перейти от локальной оценки адгезионной прочности покрытия к интегральной.

Конечно-элементное моделирование напряженно-деформированного состояния в условиях индентирования осуществляли в программном пакете ANSYS на вычислителе кластерного типа «URAN» Института математики и механики УрО РАН. Для задания условий адгезионного контакта на границе соединения покрытия с основой использовали слой контактных элементов с особыми свойствами, которые определяют деформационно-прочностные характеристики адгезионных связей и формируются посредством реализованной в ANSYS модели когезионной зоны (CZM) [2-3]. Эта модель использует традиционный подход механики разрушения и позволяет моделировать начало расслоения для прогноза допустимой адгезии связанной структуры соединения без необходимости принимать гипотезу о наличии малой предполагаемой трещины. Предполагается, что при взаимном смещении поверхностей в плоскости контакта возникает виртуальный тонкий упругий слой, обладающий контактной жесткостью. В этом случае задача разрушения адгезионного контакта сводится к эквивалентной задаче когезионного разрушения виртуального слоя непосредственно перед фронтом трещины, движущейся при разрыве адгезионных связей. Площадь диаграммы CZM по физическому смыслу соответствует предельной величине удельной поверхностной энергии, затрачиваемой на распространение трещины адгезионного разрушения.

Одна из основных проблем, лежащих в основе всех имеющихся моделей CZM, связана с законом распределения когезионных сил сцепления в виртуальном слое. В идеальном случае он должен задаваться с учетом физико-химических и механических свойств соединяемых материалов, определяющих особенности разрушения адгезионного контакта при определенном виде нагружения. Поскольку при комнатной температуре эпоксидный адгезив находится в стеклообразном состоянии, то для исследуемого соединения наиболее вероятным является хрупкое разрушение адгезионных связей. Поэтому предположили, что для моделирования поведения материала на контакте целесообразно использовать простейший и наиболее часто применяемый билинейный трехпараметрический закон деформирования связей, описывающий соотношение между касательным напряжением сцепления и вытяжкой адгезионных связей при сдвиге взаимодействующих поверхностей в плоскости контакта.

Варьируя значения параметров диаграммы CZM, можно численно управлять величиной энергии адгезионного разрушения, определяющей, в свою очередь, ширину кольцевой отслоившейся области покрытия при одной и той же глубине внедрения индентора. Этот факт позволил осуществить идентификацию модели путем решения серии задач по моделированию формирования зоны отслоения покрытия при разных сочетаниях параметров CZM. В качестве критерия для количественной оценки адгезионной прочности была использована предельная величина удельной поверхностной энергии адгезионного разрушения. По результатам моделирования определено оптимальное значение предельной

удельной поверхностной энергии адгезионного разрушения покрытия при параметрах диаграммы CZM, обеспечивающих наилучшее схождение расчетных и экспериментальных данных.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 24-29-00528.

Список литературы

1. A.V. Pestov, V.A. Kuznetsov, A.V. Mekhaev, T.I. Gorbunova, V.I. Saloutin, S.V. Smirnov, D.I. Vichuzhanin, P.P. Matafonov, Polymer Science, Series D 2015, 8(2), pp. 149–152.
2. Alfano, M.A. Crisfield, International Journal for Numerical Methods in Engineering 2001, 50, pp. 1701–1736.
3. X. Xu, A. Needleman, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1994, 42(9), pp. 1397–1434.

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ДВИЖЕНИЕ ФРОНТОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

И.Г. Вовнова, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, Я.Д. Липатникова

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

Email: irinaov12@mail.ru

Актуальность исследования свойств пластической деформации металлов обусловлена их широким использованием в строительстве, при изготовлении и обработке деталей в машиностроении. Поведение образца в различных условиях нагружения является определяющим для процесса его изготовления, использования, эксплуатации.

Существует большое количество факторов, влияющих на процесс пластической деформации и на его результаты, которые необходимо учитывать: внешние (геометрия образца; скорость воздействия; наличие или отсутствие концентраторов напряжений и их расположение); внутренние (свойства материала образца; кинетика накопления деформационных дефектов – плотность дислокации, концентрация вакансий, размер фрагментов, размер зёрен, угол разориентировки; параметры кривой упрочнения элемента деформируемой среды).

В данном исследовании в 3D модели синтеза дислокационной кинетики и механики деформируемого твердого тела изучено влияние особенностей немонотонной зависимости кривой напряжение-деформация элемента деформируемой среды: быстрота уменьшения напряжений, уровень напряжений, форма кривой. Параметры кривой упрочнения элемента деформируемой среды оказывают существенное влияние на макрокартины пластической деформации, на скорость движения фронтов локализации пластической деформации при растяжении, на величину локализации пластической деформации.

Скорость упрочнения-разупрочнения оказывает прямое влияние на скорость распространения фронта локализации пластической деформации, величину локализации пластической деформации и обратное на степень деформации образца. Коэффициент равный отношению экстремумов кривой упрочнения элемента деформируемой среды коррелирует с величиной максимальной деформации образца, оказывается в обратной зависимости от величины локализации пластической деформации.

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

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО И КИНЕТИЧЕСКОГО ФАКТОРОВ НА УДАЛЕНИЕ ДВОЙНИКОВ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА

В.Г. Сурсаева

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Московская область, 142432, Россия

E-mail: sursaeva@issp.ac.ru

Представлены экспериментальные результаты изучения исчезновения двойников деформации в Zn за счёт движения некогерентной границы двойника (НГДГ). Раньше мы были уверены, что при двойниковании воспроизводятся одинаковые двойниковые границы и можно сравнивать результаты, полученные при их движении. Наши данные температурной зависимости подвижности НГДГ свидетельствуют о том, что они разные, а кинетические параметры их движения не являются постоянными величинами.

Плоские монокристаллы цинка (направление $[1\bar{1}20]$ в ГПУ-решетке перпендикулярно плоской поверхности монокристалла) выращивали методом направленной кристаллизации из высокочистого цинка (99,995 ат. %). Двойники деформации получали при приложении к монокристаллу концентрированной нагрузки. Двойник в виде тонкой прослойки прорастал насквозь монокристалла. На плоской поверхности монокристалла полученные деформацией двойники имели вид узкой полупетли с двумя когерентными плоскими границами КДГ и одной НГДГ в вершине двойника (Рис.1, Рис.2.). Изучали движение НГДГ под действием постоянной движущей силы, возникающей в результате сокращения участков КДГ [1]. Отжигались двойники в температурном интервале 200–410 °С в высокотемпературной приставке к микроскопу в атмосфере аргона. Наблюдение *in situ* за смещением и формой границы в ходе изотермических отжигов велось с помощью оптического микроскопа с использованием поляризованного света. КДГ практически неподвижны, что объясняется их низкой энергией. НГДГ подвижны, поскольку они являются большеугловыми границами. Для плоского фронта движущейся границы скорость нормального движения определяется из выражения (1), где движущая сила представлена значением средней взвешенной кривизны WMC (2)

$$v = M \cdot WMC \quad (1)$$

а само значение средней взвешенной кривизны

$$WMC = \frac{2\gamma_0}{a \sin \alpha} \quad (2)$$

где M , γ_0 , a , α – подвижность НГДГ, энергия КДГ, ширина двойника, угол между НГДГ и КДГ, соответственно [2]. Приведенную подвижность $A = M \cdot \gamma_0$ вычисляли из экспериментальной зависимости смещения границы от времени. На Рис.3 приведена температурная зависимость зернограницной подвижности НКДГ. В температурной области 200–320 °С наблюдалось движение границы, фронт которой составлял с КДГ 43°. Рис.1. При движении в температурной области 320–410 °С наблюдалось движение границы, фронт которой с КДГ составлял 80°. Рис.2. В этой работе мы показали, что экспериментально определённые температурные зависимости подвижности НКДГ и её кинетические параметры не являются постоянными величинами. Анализ экспериментальных данных (Рис.3) позволил сделать предположение, что процесс исчезновения двойника определяется как термодинамическими, так и кинетическими факторами. Под термодинамическим фактором мы подразумеваем энергию движущегося НКДГ в вершине двойника. В гексагональной решётке коэффициенты термического расширения a_a и a_c вдоль кристаллографических осей a и c осей разные, и, следовательно, напряжения по обе стороны границы зерна отличаются. Возникает сила перпендикулярная плоскости границы.

Положение плоскости границы под действием силы изменяет своё первоначальное положение. Плоскость границы может залегать вдоль такого направления, что термоупругие напряжения по обе стороны границы будут уравновешены. Граница займёт устойчивое положение в кристалле. В нашем эксперименте устойчивое положение соответствует положению плоскости движущегося участка границы к КДГ под углом 43° при низких температурах и 80° при высоких температурах. До $T = 320^\circ\text{C}$ термоупругие напряжения не достаточны, чтобы вывести границу из положения с минимальной энергией, которое соответствует положению под углом 43° к КДГ. Выше $T = 320^\circ\text{C}$ термоупругие напряжения способны вывести границу из положения с минимальной энергией, так как напряжения растут с ростом температуры отжига. Под кинетическим фактором мы понимаем изменение отношения подвижностей перемещающихся НКДГ с разными плоскостями залегания границы с ростом температуры. НКДГ, составляющая угол 80° (энтальпия активации 1.1-1.7 эВ), демонстрирует более высокую подвижность, чем составляющая угол 43° (энтальпия активации 0.25-0.63 эВ).

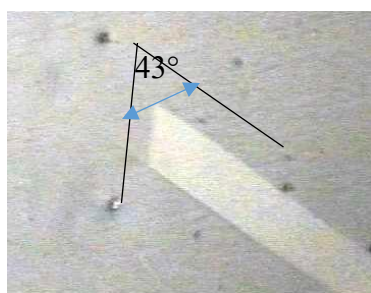


Рисунок 1. Двойник деформации шириной 10 мкм с углом в вершине 43° ($200 \div 320^\circ\text{C}$)

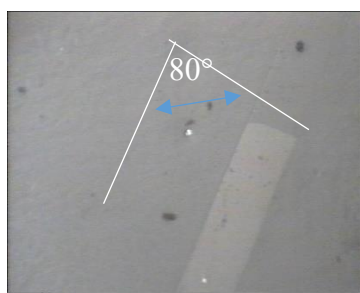


Рисунок 2. Двойник деформации шириной 10 мкм с углом в вершине 80° ($320 \div 410^\circ\text{C}$)

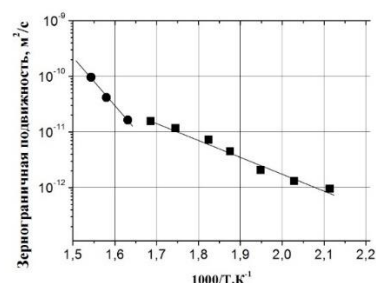


Рисунок 3. Температурные зависимости подвижности НКДГ в цинке

Работа выполнена в рамках госзаказа ИФТТ РАН

Список литературы

1. Straumal B.B., Sursaeva V.G., Polyakov S.A. // Interface Sci. 2001. V. 9. P. 275.
2. Straumal B.B., Rabkin E., Sursaeva V.G., Gornakova A.S. // Z. Metallkind. 2005. N 2. P. 161.

ВЛИЯНИЕ ШИРИНЫ ДВОЙНИКА НА ПОДВИЖНОСТЬ НЕКОГЕРЕНТНОЙ ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЫ

В.Г. Сурсаева

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Московская область, 142432, Россия

E-mail: sursaeva@issp.ac.ru

В данном сообщении представлены экспериментальные результаты по движению некогерентных двойниковых границ (НКДГ) в процессе изотермического отжига в цинке в зависимости от температуры и ширины двойника. Чтобы избежать влияния множества разных факторов на образование и рост двойников, мы использовали совершенные монокристаллы цинка, выращенные направленной кристаллизацией из ориентированных затравок. Двойник {10-12} является для цинка двойником сжатия вдоль оси с. Чем точнее направление сжатия к оси с, тем легче образуются двойники. Ширина образующихся двойников также зависит от близости направления сжатия к направлению оси с. Компоненты двойника видны в кристаллах в виде плоскопараллельных прослоек, отражающих свет иначе чем остальная часть кристалла. Подвижность границы

определяется её структурой. В работе [1] описывается влияние на структуру двойника взаимодействия дислокаций решётки с двойнивающей дислокацией и показано [2], что структура между двойниковыми границами очень неоднородна, вблизи двойниковых границ обнаружены многочисленные небазисные дислокации и дефекты упаковки размером порядка 100 нм, но в тоже время их совсем немного в середине двойника. Можно предположить, что в процессе образования двойника с ростом ширины двойника количество дефектов в виде дислокаций и дефектов упаковки растёт. В работе [3] на широких двойниках не наблюдалось движения некогерентной границы двойника вплоть до температуры плавления, а лишь изменения положения границы.

Цель нашей работы - прояснить влияние ширины двойника на процесс его исчезновения в ходе отжига. Исчезновение относительно малоподвижных когерентных двойниковых границ (КДГ) облегчается боковым движением высокоподвижных некогерентных двойниковых границ (НКДГ). Если рост двойников идёт за счёт движения двойнивающих дислокаций при любой температуре, то исчезновение их сопровождается движением НКДГ вдоль КДГ при высокотемпературном отжиге. Мигрирующая граница в вершине двойника представляет собой НКДГ. НКДГ подвижны, поскольку характеризуются энергией, сравнимой с энергией большеугловых границ зёрен. Решетки двойниковых компонент сопрягаются вдоль границ, и не должны вызывать появление в кристалле макроскопических напряжений. Однако при таком сопряжении возможно нарушение ближнего порядка расположенных в плоскости контакта атомов, и это должно сказаться на подвижности НКДГ.

Структура двойников изучена намного лучше, чем кинетические свойства. Для плоского фронта движущейся границы скорость нормального движения определяется из выражения (1), где движущая сила представлена значением средней взвешенной кривизны WMC (2)

$$v = M \cdot WMC \quad (1)$$

а само значение средней взвешенной кривизны

$$WMC = \frac{2\gamma_0}{a \sin \alpha} \quad (2)$$

где M , γ_0 , a , α – подвижность некогерентной границы, энергия когерентной двойниковой границы, ширина двойника, угол между некогерентной и когерентной двойниковой границей, соответственно. Мы рассчитывали приведенную подвижность $A = M \cdot \gamma_0$ из экспериментальных значений смещения границы от времени.

Двойники деформации как объекты исследования интересны тем, что их структура, точно определяется кристаллографией. Поэтому считалось, что должна быть 100 процентная воспроизводимость объектов исследования и параметров их движения. Однако, этого не наблюдалось в эксперименте. Нами была построена для двойников разной ширины температурная зависимость подвижности НКДГ. Энтальпия активации движения для узких двойников (10 мкм) при низких температурах (200-300° С) близка к нулю. При температурах выше 300°С наблюдается большой разброс в подвижности в пределах трёх порядков от 10^{-12} м²/с до 10^{-9} м²/с для двойников шириной 10÷50 мкм. Энтальпия активации близка к энтальпии активации объёмной самодиффузии (2 эВ). Чтобы продемонстрировать влияние на движение НКДГ ширины двойника, мы построили зависимость температурного интервала движения НКДГ от ширины двойника. Исчезновение узких двойников начинается при низких температурах 0.68 Тпл. Чем шире двойник, тем при более высокой температуре он начинает своё движение. Двойники шириной больше, чем 75 мкм, не двигались вплоть до температуры плавления. Сделано

предположение, что в процессе образования и роста двойника накапливается деформация между КДГ, что является тормозящей силой для исчезновения двойника.

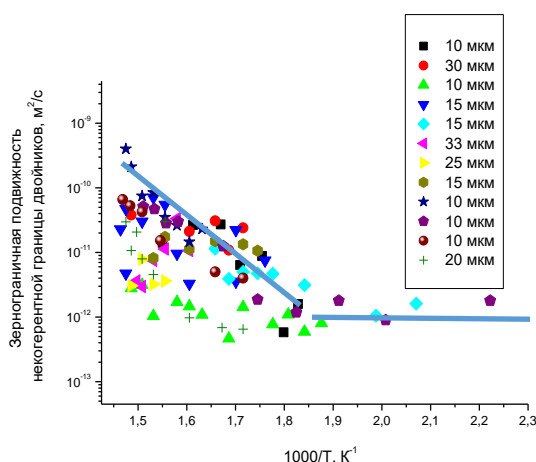


Рисунок 1. Температурная зависимость подвижности НКДГ для двойников разной ширины

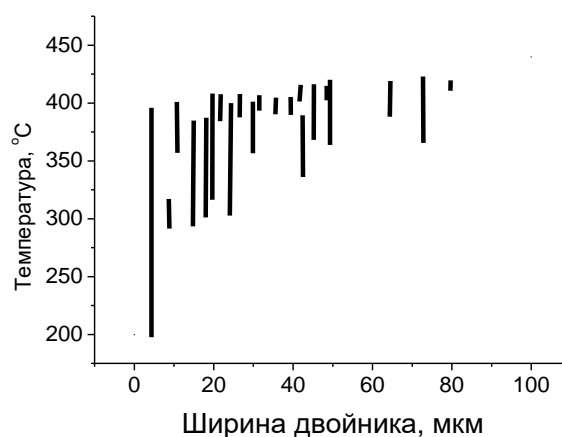


Рисунок 2. Зависимость величины температурного интервала движения НКДГ от ширины двойников

Работа выполнена в рамках госзаказа ИФТТ РАН

Список литературы

1. Yunchang Xin, Liangchen Lv, Houwen Chen, Cong He, Huihui Yu, Qing Liu Materials Science and Engineering: A **Volume 662**, 26 April 2016, Pages 95-99
2. F. Wang, K. Hazeli, K.D. Molodov, C.D. Barrett, T. Al-Samman, D.A. Molodov, A. Kontsos, K.T. Ramesh, H. El Kadiri, S.R. Agnew Scripta Materialia **Volume 143**, 15 January 2018, Pages 81-85
3. Сурсаева, В. Г. Деформация и разрушение материалов, 2010, N10, стр.10-14

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ АЛЮМИНИИ

В.С. Шахиджанов, Е.С. Емельянова, В.А. Романова, Р.Р. Балохонов

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук

Email: shakhidzhanov@ispms.ru

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что изначально полированная поверхность поликристаллических металлов и сплавов в процессе пластической деформации становится шероховатой [1, 2]. Это явление, как правило, носит нежелательный характер, поскольку приводит к косметическим дефектам и ухудшает физико-механические свойства материала. С другой стороны, в ряде работ, например в [1], было показано, что деформационный рельеф может служить для оценки накопленной пластической деформации. Поэтому, как для выработки методов подавления рельефа, так и для разработки методов диагностики деформированного состояния на основе анализа рельефа необходимо знание закономерностей этого явления. В связи с этим целью работы является выявление связи между напряженно-деформированным состоянием (НДС) в поликристаллическом технически чистом алюминии и характеристиками мезоскопического деформационного рельефа, формирующегося на свободной поверхности в процессе пластического деформирования.

В работе проведена количественная оценка рельефных образований на мезоуровне и определен безразмерный параметр интенсивности деформационного рельефа. Было получено, что на поверхности происходит формирование рельефа в виде системы складок различной геометрии и масштаба, а в структуре более крупных складок наблюдаются более мелкие области интродуцированного и экструдированного материала. На основе анализа полученной картины деформационного рельефа было выделено две характерные частотные составляющие, которые с самого начала присутствовали в структуре рельефа и эволюционировали по мере развития пластической деформации. Количественный анализ деформированной поверхности показал, что вклады различных рельефных образований пропорциональны их масштабу, а значения интенсивности деформационного рельефа и степени пластической деформации имеют сильную корреляцию.

Аналогично численно исследовано формирование и развитие деформационного рельефа в поликристаллическом алюминии с использованием модельных структур с различным набором ориентаций зерен. В рамках численного моделирования рассмотрено влияние остроты текстуры на интенсивность деформационного рельефа и локализацию пластической деформации. На основе полученных данных сделан вывод о том, что чем острее текстура, тем менее выражен рельеф на микроуровне и тем ниже значение интенсивности деформационного рельефа. Показано, что формирование деформационного рельефа в условиях одноосного растяжения связано с формированием сложного НДС на уровне зеренной структуры, при котором возникают неоднородные поля напряжений, деформаций и смещений, действующих в направлении свободной поверхности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>.

Список литературы

1. Romanova, V.A., Balokhonov, R.R., Shakhidzhanov, V.S., Phys Mesomech. 24, 570–577 (2021).
2. Е. С. Емельянова, О. С. Зиновьева, В. А. Романова и др. Физическая мезомеханика – 2023. – Т. 26, № 5. – С. 33-52.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВА $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

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

¹ Институт физики молекул и кристаллов Уфимский федеральный исследовательский центр Российской академии наук, Уфа, Россия

² Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

E-mail: elmira.iskhakova.74@mail.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) нашли широкое применение в медицине в качестве имплантируемых в организм длительно функционирующих материалов. Особый класс сплавов с памятью формы составляют сплавы никеля и титана - сплавы NiTi [1]. Одним из основных применений сплавов TiNi является создание медицинских металлических изделий, поверхность которого предохраняется оксидной пленкой, обуславливающей его высокую коррозионную стойкость в биологических средах. В настоящее время проводятся многочисленные исследования по поиску путей улучшения свойств никелида титана, в том числе – коррозионной стойкости и биосовместимости. Это связано с отрицательным воздействием (токсическое, аллергическое, канцерогенное) нерастворимых соединений никеля на организм человека вследствие коррозионного разрушения материала, приводящего к нарушению функционирования изделия в биосреде [2]. Исследования проводились на сплаве $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ с B2 структурой (ОЦК решетка типа CsCl). Для получения крупнозернистой структуры проводили закалку сплава с последующими отжигами при температуре 430 °С 1 час, 3 часа и 10 часов. Структурные исследования образцов проводились с использованием оптического микроскопа марки OLYMPUS GX5, растрового электронного микроскопа (РЭМ) JEOL JSM-6490LV, сканирующего электронного микроскопа TESCAN MIRA 3 энергодисперсионным (EDS) детектором Oxford Instruments, сканирующего зондового микроскопа NT-MDT Integra Prima, рентгеновского фотоэлектронного спектрометра JPS9010-MX и твердомера DuraScan G5. Коррозионные испытания проводились в растворах солей, имитирующих биологическую среду организма: 0,9% NaCl, р-р Рингера, р-р Хенкса с различным временем выдержки. Была рассчитана скорость коррозии. Согласно полученным данным, наиболее коррозионностойким является сплав в растворе Хенкса, наименее – в растворе Рингера. Коррозионный процесс в сплаве $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ протекал на всех образцах и во всех растворах в виде появления питтингов, а также с продуктами коррозии. Анализ рельефа поверхности сплава показал то, что на поверхности сплава образуются кристаллы солей. Размеры рельефа поверхности в среднем достигают от 2-7 мкм. Определены продукты коррозии методами энергодисперсионного анализа на РЭМ и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Данные исследования показали образование на поверхности оксидной пленки TiO_2 и продуктов коррозии в виде кристаллов солей, соответствующих составам коррозионных сред, которые зависят от состава раствора и других факторов. В ходе коррозионных испытаний микротвердость снижается, вследствие увеличения размеров зерен после отжига. В растворе Рингера микротвердость выше, чем в растворах NaCl и Хенкса. Возможно, это связано с большей активностью коррозионных сред данных растворов.

Работа выполнена при финансовой поддержке фонда РФФ (проект № 22-73-00289, <https://rscf.ru/project/22-73-00289/>).

Список литературы

1. Khachin V.N., Pushin V.G., Kondratiev V.V. Titanium nickelide, structure and properties. М.: Nauka. 1992. 161 p.
2. / А. В. Коршунов, А. И. Лотков, О. А. Кашин [и др.] // Известия Томского Политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. – 2015 – Т. 326, № 9– С. 114–123.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН Al_2O_3 – $AlGdO_3$, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ

В.М. Кийко

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия

Email: kiiko@issp.ac.ru

Описываемые оксидные волокна в основном предназначены для применения в качестве армирующих для высокотемпературных композитов. Они в значительной мере отвечают этой цели: имеют высокую прочность, жесткость, жаростойкость, а также повышенную в сравнении с однородными оксидными волокнами трещиностойкость и сопротивление ползучести [1, 2].

Волокна изготавливались двумя методами: методом внутренней кристаллизации (МВК) [3] и методом Степанова (или Edge defined Film fed Growth – EFG) [4], способными реально обеспечить изготовление конструкционных композитных материалов с тугоплавкими матрицами на их основе приемлемой стоимости. Волокна выращивались из расплава смеси исходных оксидов Al_2O_3 и Gd_2O_3 в соответствии с диаграммой состояния [5], которая обеспечивает формирование структуры волокон эвтектического состава Al_2O_3 – $AlGdO_3$.

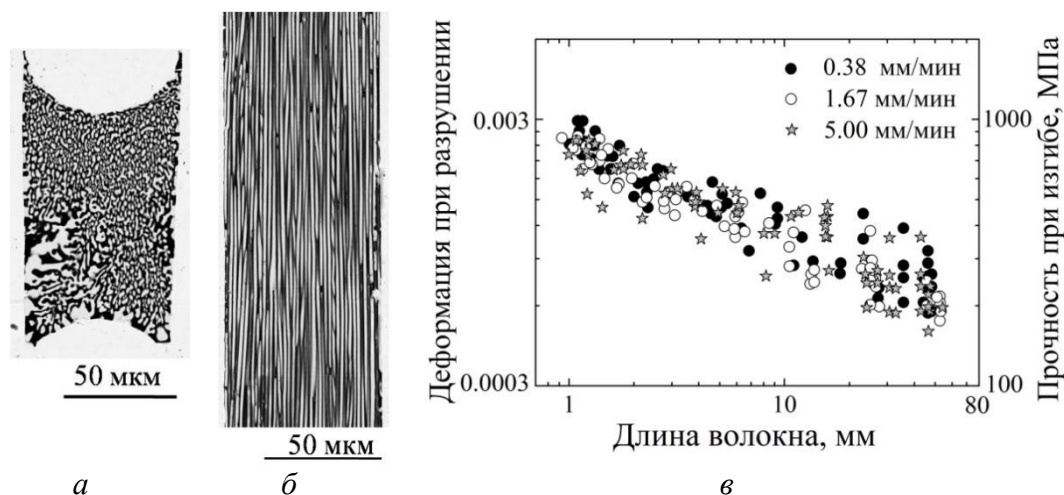


Рисунок 1. Структура Al_2O_3 – $AlGdO_3$ волокон, полученных методом внутренней кристаллизации: а – в поперечном сечении, б – в продольном сечении, Al_2O_3 – черного цвета, $AlGdO_3$ – светлого. Зависимость деформации при разрушении и прочности партии волокон от длины (в), разные волокна обозначены различными значками, в поле графика указаны скорости вытягивания волокон в холодную зону при кристаллизации.

Получение волокон методом МВК выполнялось в высокотемпературной вакуумной камере. Предварительно изготавливался молибденовый каркас с полыми коаксиальными каналами, которые за счет капиллярных сил заполнялись расплавом указанной смеси оксидов при опускании каркаса в молибденовый тигель с расплавом. После чего каркас с расплавом, заполнившим каналы, поднимался в холодную зону, и

при подъеме происходила кристаллизация волокон. Затем каркас мог быть удален вытравливанием его в смеси азотной и соляной кислот. Структура двух волокон, полученных МВК при скорости подъема 2 мм/мин, показана на *рисунках 1а* и *1б*. Процесс выращивания методом EFG проводился в высокотемпературной камере с инертной атмосферой аргона при давлении в камере 1.2 атм. Схема получения волокна вкратце состояла в следующем. Смесь указанных оксидов плавилась в молибденовом тигле, расплав поднимался вверх также по молибденовому капилляру, а далее вытягивался в виде волокна в холодную зону камеры. По мере вытягивания верхнего конца волокна в холодную зону происходила его кристаллизация. На рис. 2а показан участок структуры волокна в поперечном сечении, выращенного при скорости подъема 20 мм/мин. Возможно применение группового метода выращивания волокон, обеспечивающего повышение производительности более чем на порядок.

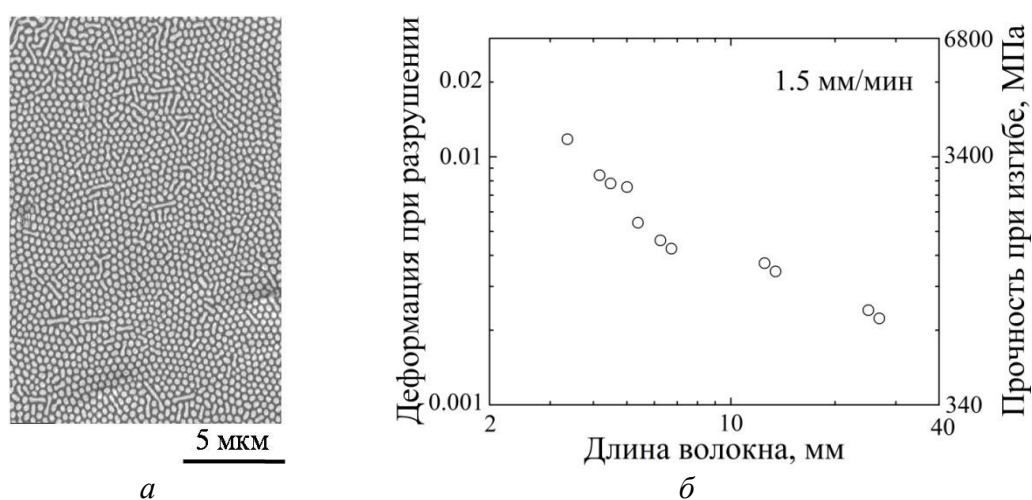


Рисунок 2. Структура участка Al_2O_3 – $AlGdO_3$ волокна, полученного методом EFG, в поперечном сечении (а), Al_2O_3 – черного цвета, $AlGdO_3$ – светлого. Зависимость деформации при разрушении и прочности волокна от длины (б), в поле графика указана скорость вытягивания волокна в холодную зону при кристаллизации.

Следует отметить, что характерные размеры компонентов структуры волокон зависят от скорости кристаллизации и определяют их прочность [6, 7].

Волокна были испытаны на прочность при изгибе при комнатной температуре по методике, представленной в работе [8], результаты показаны *рисунках 1в* и *2б*.

Автор выражает благодарность за помощь в экспериментальной работе В.Н. Курлову, О.Д. Стрюкову, Д.Г. Пиженину.

Список литературы

1. В.М. Кийко, А.Н. Толстун, В.Н. Курлов, А.А. Колчин, Н.И. Новохатская, Н.С. Саркисян, М.Ю. Старостин, С.Т. Милейко, *Наука – производству* **6**, сс. 5–14 (2007).
2. L.E. Matson, N. Hecht, *Journal of the European Ceramic Society* **8**, pp. 1225–1239 (2005).
3. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин, *Механика композитных материалов* **5**, сс. 898–908 (1991).
4. V.N Kurlov, D.O Stryukov, I.A. Shikunova, *Journal of Physics: Conference Series* **673**, p. 012017 (2016).
5. *Phase Equilibria Diagrams ACerS–NIST, Version 3, Database, CD-ROM* (2003).
6. В.М. Кийко, В.Н. Курлов, Д.О. Стрюков, *Актуальные проблемы прочности* (Минск, 2022).
7. В.М. Кийко, А.А. Колчин, С.Т. Милейко, Н.И. Новохатская, А.Н. Толстун, *Материалы 51-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности»*, с. 162 (Харьков, 2011).
8. V.M. Kiiko, S.T. Mileiko, *Composites Science and Technology* **13**, pp. 1977–1981 (1999).

ПОЛУЧЕНИЕ И ПРОЧНОСТЬ СЛОИСТО-ВОЛОКНИСТОГО Nb-C КОМПОЗИТА

В.М. Кийко, В.П. Коржов, В.И. Орлов

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия

Email: kiiko@issp.ac.ru

В результате разработки Nb-C слоистого композита получен конструкционный материал по твердофазной технологической схеме [1] со структурой, в которой чередуются достаточно прочные, но и относительно хрупкие слои карбидов ниобия и твердые пластичные растворы ниобий-углерод. Такая структура позволяет достигнуть необходимого баланса прочности, трещиностойкости и сопротивлению ползучести [2]. Схема получения представленного материала основана на диффузионной сварке в вакууме слоев ниобия или его сплавов в виде исходного пакета фольг, между которыми прокладывались слои однонаправлено расположенных углеродных волокон. Композит изготавливался в два этапа: 1-й этап (с нагрузкой) 1550 °С – 1 ч – 28 МПа плюс 2-й этап (без нагрузки) 1900 °С – 3 ч – 0 МПа.

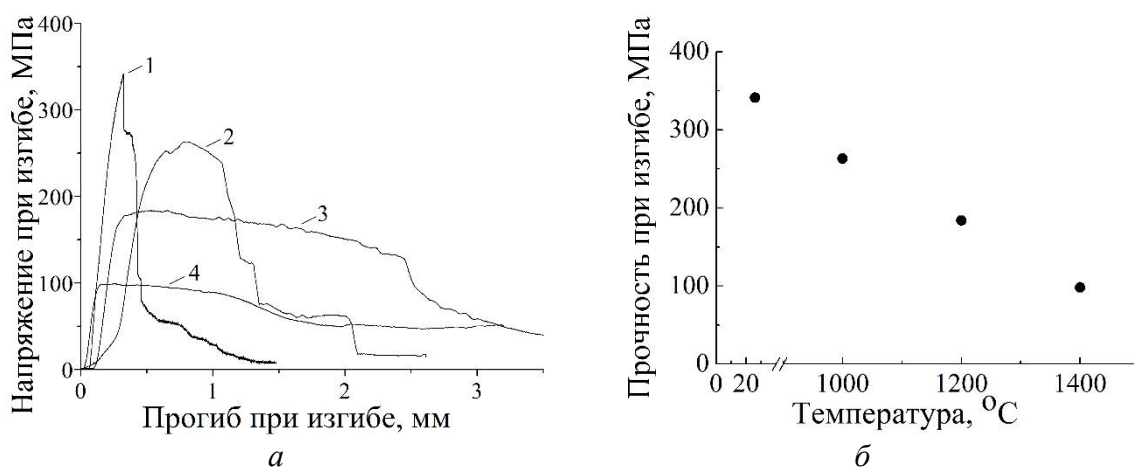


Рисунок 1. Деформационные кривые образцов при различных температурах: 1 – 20°С, 2 – 1000°С, 3 – 1200°С, 4 – 1400°С (а). Зависимость прочности образцов от температуры (б).

Испытания образцов проводились в вакуумной камере в условиях трехточечного изгиба [3] с записью диаграмм нагрузка – прогиб, что позволяет не только оценить прочность материала, но и его эффективную поверхностную энергию разрушения, коррелирующую с трещиностойкостью [4]. На *рисунке 1а* показаны соответствующие диаграммы (с пересчетом нагрузок в максимальные напряжения в образце при изгибе), которые показывают возрастание пластичности материалов образцов с ростом температуры испытаний, а на *рисунке 1б* зависимость их прочности от температуры.

Список литературы

1. В.М Кийко, В.П. Коржов, *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования* **5**, сс. 62–69 (2019).
2. С.Т. Милейко, *Композиты и наноструктуры* **7**, сс. 191–205 (2015).
3. М.Н. Рудин, *Справочное пособие по сопротивлению материалов* (Высшая школа, Минск, 1970).
4. В.М. Кийко, *Материалы IX-й Международной конференции "Фазовые превращения и прочность кристаллов"*, с. 156 (Черноголовка, 2016).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ НА СВЕРХПРОВОДЯЩЕЕ СОСТОЯНИЕ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ЖЕЛЕЗА

Е. Кислов¹, С.В. Лучников¹, Н.В. Селезнева¹, Н.В. Баранов^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет, Институт естественных наук и математики, г. Екатеринбург, Россия

² Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия

Email: evgeny.kislov@urfu.ru

Сверхпроводимость халькогенидов железа, относящихся к так называемому типу «11», может быть существенным образом модифицирована путем замещений по подрешеткам металла и / или халькогена. Например, в соединении FeSe, демонстрирующем переход в сверхпроводящее состояние при температуре $T_c = 8$ К, пятидесятипроцентное замещение селена теллуrom в образце FeSe_{0.5}Te_{0.5} приводит к существенному росту критической температуры до значения $T_c \approx 15$ К [1,2]. Дополнительный интерес представляет допирование не отдельными элементами, а халькогенидными соединениями, поскольку в таком случае можно ожидать одновременных замещений как по металлической, так и по халькогенной подрешеткам. В ряде работ отмечается, что структурные неоднородности, вызванные термическими обработками или внедрением примесных атомов, могут способствовать улучшению сверхпроводящих характеристик таких материалов, в частности, температуры перехода и значений плотности критического тока [3,4].

В настоящей работе исследовано влияние допирования халькогенидами титана на характеристики сверхпроводящего перехода соединения Fe_{1.02}Se_{0.5}Te_{0.5}. Допированные образцы Fe_{1.02}Se_{0.5}Te_{0.5}(TiCh₂)_{0.04} (Ch = Se, Te) были получены в два этапа. На первом этапе плавлением при температуре 1050 °С были приготовлены матрицы состава Fe_{1.02}Se_{0.5}Te_{0.5}. После этого матрицы допировались дихалькогенидами титана TiSe₂ или TiTe₂ определенных концентраций и подвергались повторному плавлению при 1050 °С с последующим медленным охлаждением для гомогенизации. Фазовый состав и кристаллическая структура образцов были проанализированы методом рентгеновской дифракции на порошковых образцах с использованием дифрактометра Bruker AXS D8 Advance (Cu K_α излучение). Измерение температурных зависимостей электрического сопротивления проводилось стандартным 4-хконтактным методом в интервале температур 2 – 300 К. Полевые и температурные зависимости намагниченности образцов измерялись на SQUID-магнитометре MPMS-XL7 EC (Quantum Design) в температурном интервале 2–30 К и в магнитных полях до 70 кЭ в ИЕНиМ УрФУ совместно с к.ф.-м.н. А.С. Волеговым.

Исходный образец состава Fe_{1.02}Se_{0.5}Te_{0.5}, полученный плавлением при 1050 °С с последующим медленным охлаждением, оказался двухфазным: помимо тетрагональной фазы на основе Fe(Se,Te) (тип PbO, пространственная группа *P4/nmm*), присутствует также небольшое количество гексагональной фазы типа Fe₇Se₈ (пространственная группа *P3₁21*). Полученный образец демонстрирует сверхпроводящий переход при температуре $T_c^{\text{onset}} = 14.5$ К и ширину перехода $\Delta = 0.3$ К. Рассчитанная согласно модели Бина величина плотности критического тока составила $J_c \approx 7.6 \cdot 10^5$ А/см², что находится в хорошем согласовании с данными, ранее представленными в литературе [5].

Из данных рентгеновской дифракции следует, что допированные образцы Fe_{1.02}Se_{0.5}Te_{0.5}(TiSe₂)_{0.04} и Fe_{1.02}Se_{0.5}Te_{0.5}(TiTe₂)_{0.04} имеют схожий фазовый состав и помимо основной тетрагональной фазы и гексагональной на основе Fe₇Se₈ демонстрируют следы присутствия фазы на основе Ti_{0.963}O₂. Согласно данным измерения температурных зависимостей электрического сопротивления, допирование исходного соединения

халькогенидами железа концентрации $y = 0.04$ приводит к заметному увеличению температуры начала сверхпроводящего перехода с $T_c = 14.5$ К для исходного образца до $T_c = 15.3$ К и 16.2 К для допированных $(\text{TiSe}_2)_{0.04}$ и $(\text{TiTe}_2)_{0.04}$ образцов соответственно.

Данные измерений магнитных свойств показывают наличие гистерезиса, характерного для сверхпроводящих материалов, однако диамагнитный отклик допированных образцов оказывается значительно слабее отклика исходного образца. Рассчитанные данные полевых зависимостей намагниченности показывают, что допирование халькогенидами титана малой концентрации приводит к существенному уменьшению величины критического тока. Сравнительные данные сверхпроводящих характеристик полученных образцов приведены в Таблице 1.

Таблица 1. Температуры начала T_c^{onset} , конца T_c^{offset} , а также ширина сверхпроводящего перехода Δ исходного и допированных образцов $\text{Fe}_{1.02}\text{Se}_{0.5}\text{Te}_{0.5}(\text{TiCh}_2)_{0.04}$ ($\text{Ch} = \text{Se}, \text{Te}$).

Соединение	T_c^{onset} , К	T_c^{offset} , К	Δ , К	$J_c, \times 10^5$ А/см ²
$\text{Fe}_{1.02}\text{Se}_{0.5}\text{Te}_{0.5}$	14.5	14.0	0.3	7.63
$\text{Fe}_{1.02}\text{Se}_{0.5}\text{Te}_{0.5}(\text{TiSe}_2)_{0.04}$	15.7	11.8	3.0	0.84
$\text{Fe}_{1.02}\text{Se}_{0.5}\text{Te}_{0.5}(\text{TiTe}_2)_{0.04}$	16.2	12.4	2.8	0.68

Наибольшее значение критического тока наблюдается у исходного образца $\text{Fe}_{1.02}\text{Se}_{0.5}\text{Te}_{0.5}$, полученного медленным охлаждением расплава. Это связано с наличием большого количества дефектов структуры и увеличением пиннинга сверхпроводящих вихрей. В целом, видна тенденция к уменьшению значений критического тока при допировании. При этом наблюдается существенный рост значений температуры сверхпроводящего перехода. Для более подробного изучения влияния допирования дихалькогенидами титана на величину критического тока и температуры сверхпроводящего перехода соединения $\text{Fe}_{1.02}\text{Se}_{0.5}\text{Te}_{0.5}$ необходимо получить температурные и полевые зависимости намагниченности соединений более широкого интервала концентраций, что будет выполнено в дальнейшем.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FEUZ-2023-0017).

Список литературы

1. Y. Mizuguchi, F. Tomioka, S. Tsuda, T. Yamaguchi, Y. Takano, *J. Phys. Soc. Jpn.* **78**, pp. 074712 (2009).
2. K.-W. Yeh, T.-W. Huang, Y.-L. Huang, T.-K. Chen, F.-C. Hsu, P.M. Wu, Y.-C. Lee, Y.-Y. Chu, C.-L. Chen, J.-Y. Luo, D.-C. Yan, M.-K. Wu, *EPL* **84**, pp. 37002 (2008).
3. I.I. Gimazov, A.G. Kiyamov, N.M. Lyadov, A.N. Vasilyev, D.A. Chareev, Yu.I. Talanov, *JETP Letters* **113**, pp. 454-460 (2021).
4. S. Hartwig, N. Schäfer, M. Schulze, S. Landsgesell, D. Abou-Ras, Ch.G.F. Blum, S. Wurmehl, A. Sokolowski, B. Büchner, K. Prokeš, *Phys. B: Condens. Matter* **531**, pp. 102-109 (2018).
5. V. Tsurkan, J. Deisenhofer, A. Günther, Ch. Kant, M. Klemm, H.-A. Krug von Nidda, A. Schrettle, A. Loidl, *Eur. Phys. Journal B* **289**, pp. 79 (2011).

ТЕКСТУРА КАК СПОСОБ УПРАВЛЕНИЯ СВОЙСТВАМИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

В.А. Комарова¹, Н.В. Селезнева¹, Н.В. Баранов^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, ИЕНиМ, г. Екатеринбург, Россия

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

E-mail: V.A.Komarova@urfu.ru

Состав Fe_3Se_4 относится к широкому классу халькогенидов переходных металлов со слоистой катион-дефицитной структурой типа NiAs. Наноструктурирование образцов повышает значение коэрцитивной силы (H_c) с $H_c \sim 100$ Э при комнатной температуре до $H_c \sim 3.5$ кЭ [1]. Правильно подобранное соединение для создания композита на основе Fe_3Se_4 возможно это путь к улучшению магнитотвердых характеристик по сравнению с исходным соединением. Дисульфид молибдена MoS_2 представляет собой диамагнитный полупроводник, это соединение обладает выраженной слоистой структурой [2]. Целью данной работы является создание композита $90\%\text{Fe}_3\text{Se}_4/10\%\text{MoS}_2$ и анализ влияния его компактирования на магнитные характеристики.

Исходные соединения MoS_2 и Fe_3Se_4 были получены методом твердофазных реакций в вакуумированных ампулах. Композит с соотношением компонентов 1:9 получен механической обработкой в течение 20 минут и последующей прессовкой. Дополнительное компактирование осуществлялось под давлением 5 тонн. Образцы исследовали методом порошковой рентгеновской дифракции на дифрактометре Bruker D8 Advance с $\text{CuK}\alpha$ -излучением. Измерения намагниченности проводились с помощью вибромагнитометра Lake Shore VSM 7407 в полях до 17 кЭ.

Рентгеноструктурный анализ показал, что композит представляет собой смесь двух исходных соединений без образования сторонних фаз. Значение коэрцитивной силы увеличилось в 4 раза, а намагниченность в поле 17 кЭ композита увеличилась с $M \sim 4.1$ Гс·см³/г до $M \sim 6.2$ Гс·см³/г при комнатной температуре. Дополнительное прессование под давлением 5 тонн привело к сильной текстуре вдоль направления $[00l]$ и уширению брэгговских рефлексов, что связано с микронапряжениями и изменением размеров кристаллитов. При этом наблюдается увеличение коэрцитивной силы до 1 кЭ, и незначительное уменьшение намагниченности. Наличие магнитной текстуры было подтверждено измерениями угловых зависимостей намагниченности. Таким образом, создание композитов на основе соединения MoS_2 в качестве связующего и дополнительное компактирование под давлением позволило улучшить магнитные характеристики Fe_3Se_4 и может быть использовано при получении других материалов с заданными свойствами.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-13-00158).

Список литературы

1. Zhang H. et al. /Chemistry of Materials 2011, 23.16, с. 3769-3774.
2. Li X., Zhu H. Journal of Materiomics 2015, 1.1, с. 33-44.

ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ ЗАМЕЩЁННОГО СОЕДИНЕНИЯ Fe₃Se₄

С.Н. Мозговых¹, В.А. Казанцев², Н.В. Селезнева¹, Н.В. Баранов^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, ИЕНиМ, г. Екатеринбург, Россия

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

E-mail: Stepan.Mozgovykh@urfu.ru

Слоистое соединение Fe₃Se₄ обладает дальним ферромагнитным порядком ниже температуры T_c = 320 К. В литературе хорошо изучено поведение температуры Кюри при замещении части атомов железа на атомы других 3d металлов [1,2]. Эта характеристика оказывается крайне чувствительной даже к самым малым замещениям. Важным явлением при переходе в магнитоупорядоченную область является возникновение спонтанной магнитострикции, при этом коэффициент теплового расширения начинает сильно отличаться от обусловленного только фоновым вкладом. На данный момент в литературе не отражено поведение спонтанной объемной магнитострикции для данного соединения и нет данных о его тепловом расширении. Для проведения исследования теплового расширения необходимо иметь образец достаточно большого размера и при этом, он должен быть устойчивым при термоциклировании в широком диапазоне температур. Из-за специфики кристаллической структуры монокристаллы данного соединения получаются в виде тонких пластинок, что не позволяет проводить на них дилатометрические измерения. Поликристаллические же образцы данного соединения не выдерживают термоциклирования и разрушаются. Целью данной работы было найти замещающий элемент не большая концентрация которого приводит к упрочнению материала. В качестве замещающего элемента был выбран диспрозий. Это позволило получить плотный и достаточно прочный материал, способный по своим механическим свойствам выдержать термоциклирование без разрушения.

Синтез поликристаллического Fe_{2.95}Dy_{0.05}Se₄ велся одностадийным твердофазным методом в вакуумированных кварцевых ампулах. Аттестация фазового состава и определение кристаллической структуры проводились методом порошковой рентгеновской дифракции на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE. Магнитные измерения проводились на установке PPMS DynaCool в температурном диапазоне 4 - 360 К и полях до 90 кОе. На дилатометре DL-1500 RHP компании ULVAC-SINKU RIKO (Япония) в интервале температур от 80 К до 600 К были проведены измерения теплового расширения.

Соединение Fe_{2.95}Dy_{0.05}Se₄ изоструктурно Fe₃Se₄, параметры решетки, в пределах погрешности, остаются не изменными, но при этом в поликристаллическом виде представляет из себя плотный материал. Магнитные измерения показали, что температура Кюри для замещенного соединения T_c = 310 К несколько ниже чем для исходного. Гистерезисные свойства не претерпели значительных изменений. В соединении Fe_{2.95}Dy_{0.05}Se₄ наблюдается сложная картина поведения теплового расширения. При температурах выше T_c оно хорошо описывается в модели Грюнайзена-Дебая, с учетом только фонового вклада. При переходе в магнитоупорядоченную область возникает спонтанная объемная магнитострикция, которая приводит к возникновению инварного эффекта, при котором при понижении температуры происходит не уменьшение относительного объема, а его увеличение. При этом можно в температурном диапазоне 170-345 К относительное изменение объема $\Delta V/V_0$ составляет величину порядка 10⁻⁴, а на температурном участке 250-310 К $\Delta V/V_0$ составляет величину порядка 10⁻⁵. При температуре ниже T_c коэффициент объемного теплового расширения β лежит в диапазоне - (3-8)*10⁻⁶, что по величине сопоставимо с некоторыми видами стекол (вольфрамовая группа ~3.3*10⁻⁶, молибденовая группа ~5.2*10⁻⁶, титановая ~8*10⁻⁶).

Список литературы

1. P. Terzieff, J. Phys. Chem. Solids **43**, №3, p. 305 (1982).
2. A.F. Andersen, J. Leciejewicz, Le Journal de Physique, **25** pp. 574 – 578 (1964).

СМАЧИВАНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МОЛИБДЕНА РАСПЛАВОМ МЕДИ

Я.Ю. Слижевская¹, Б.Б. Страумал^{1,2}, В.М. Кийко²

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия

²Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г. Черноголовка Московской обл., Россия

Email: m2111267@edu.misis.ru

Медь широко используется при пайке тугоплавких металлов, в частности, молибдена [1, 2], при получении слоистых композитных материалов [3], материалов с использованием порошковой металлургии [4], а также при изготовлении изделий специального назначения [5]. Особенности смачивания расплавом меди молибдена в этих процессах играют важную роль.

Плавление меди на шлифованной поверхности образца из поликристаллического молибдена (см. *рис. 1а*) выполнялось в вакуумной установке при 0.4 Па. Структура поверхности образца показана на *рис. 1б* и *рис. 1в* с зернами различной кристаллографической ориентации, выходящими на поверхность. Полученный образец Си-на-Мо в разрезе показан на *рис. 1г*. Смачиваемость средняя. Краевой угол смачивания Θ [6] (*рис. 1г*), определенный по серии измерений, составил $58^{\circ}35' \pm 4^{\circ}06'$.

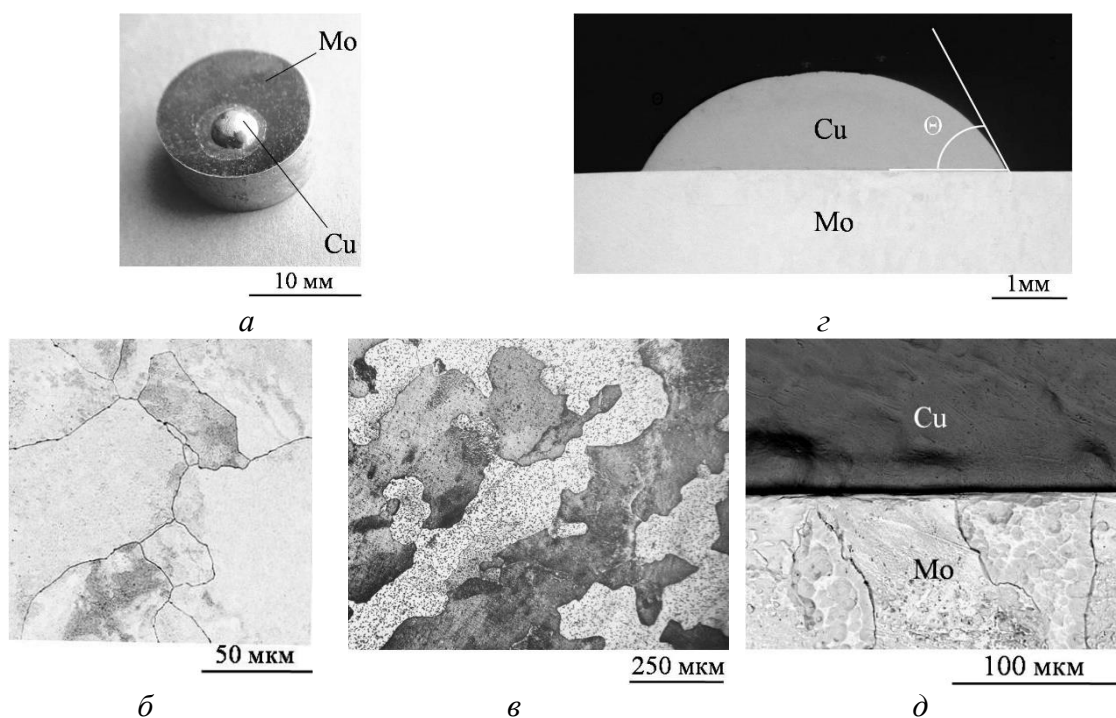


Рисунок 1. а – общий вид образца Си-на-Мо; б, в – участки верхней поверхности молибденового цилиндра; г – участок сечения образца; д – участок сечения образца, примыкающий к границе раздела Си-Мо. Микрофотографии б, г и д получены в сканирующем электронном микроскопе, а в – в оптическом.

По расчетной схеме, представленной в работе [7], оценено значение межфазной энергии между твердым молибденом и расплавом меди $\sigma_{тж}$. Использовано уравнение Юнга

$$\sigma_{тж} = \sigma_{тп} - \sigma_{жп} \cos \Theta,$$

которое связывает $\sigma_{тж}$, $\sigma_{тп}$ – поверхностную энергию твердого молибдена, $\sigma_{жп}$ – поверхностную энергию расплавленной меди и краевой угол смачивания расплавом меди твердого молибдена Θ . Подставляя значения $\sigma_{тп} = 2200$ мДж/м² при температуре, близкой к температуре плавления меди, значение $\sigma_{жп} = 1370$ мДж/м² в вакууме из работы [8], а также полученное в настоящей работе среднее значение Θ , получаем $\sigma_{тж} \approx 1500$ мДж/м².

Удвоенное значение $\sigma_{тж}$, равное ≈ 3000 мДж/м², оказывается несколько ниже значения зернограничной энергии в молибдене [9], приведенного к температуре плавления меди и составляющего ≈ 3200 мДж/м². Это указывает на возможность смачивания границ зерен [10] молибдена расплавом меди (рис. 1д) при определенных условиях.

Список литературы

1. И. Е. Петрунин (ред.), *Справочник по пайке* (Машиностроение, Москва, 2003).
2. О.П. Подвигина, И.В. Протасова, Н.Н. Тугорская, О.В. Чернов, *SU206988A1* (Патент, 1967).
3. Mikhail B. Leskov, Ludmila I. Kveglis, Rimma E. Sakenova, Pavel O. Shalaev and Edgar I. Yakushevsky, *Journal of Siberian Federal University. Engineering and Technologies* **8**, pp. 962–974 (2022).
4. Ю.Н. Логинов, *Изготовление полуфабрикатов и изделий из порошков меди и медных сплавов* (УГТУ-УПИ, Екатеринбург, 2008).
5. В.Ю. Белов, Н.И. Качалин, В.И. Малинов, Г.А. Тихий, О. В. Свирский, С.А. Климов, В. М. Склярков, *RU 2 337 308 C2* (Патент, 2008).
6. А.Ю. Ишлинский (ред), *Политехнический словарь* (Советская энциклопедия, Москва, 1989).
7. М.П. Дохов, *Известия Кабардино-Балкарского ГАУ* **2**, сс. 83–85 (2019).
8. V.K. Kumikov, Kh. V. Khokonov, *Journal of Applied Physics* **3**, pp. 1346–1350 (1983).
9. С.И. Прокофьев, *Известия РАН. Серия физическая* **6**, сс. 83–85 (2019).
10. Б.Б. Страумал, *Фазовые переходы на границах зерен* (Наука, Москва, 2003).

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ВОЛОКОН ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА $Al_2O_3-Y_3Al_5O_{12}$

В.М. Кийко¹, Я.Ю. Слижевская²

¹Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г. Черноголовка Московской обл., Россия

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

Email: kiiko@issp.ac.ru

Известно, что оксидные волокна обладают высокими механическими характеристиками в широком диапазоне температур. Среди них неоднородные по структуре эвтектические волокна обладают повышенной трещиностойкостью, а предлагаемого состава ещё и повышенным сопротивлением ползучести [1, 2]. Это делает указанные волокна эффективным материалом для армирования конструкционных композитов.

Волокна изготавливались методом внутренней кристаллизации [3], технологическая схема получения которых способна обеспечить армирующими волокнами конструкционные композитные материалы приемлемой стоимости. Волокна выращивались из расплава смеси исходных оксидов Al_2O_3 и Y_2O_3 в соответствии с диаграммой состояния [4], которая обеспечивает формирование структуры волокон

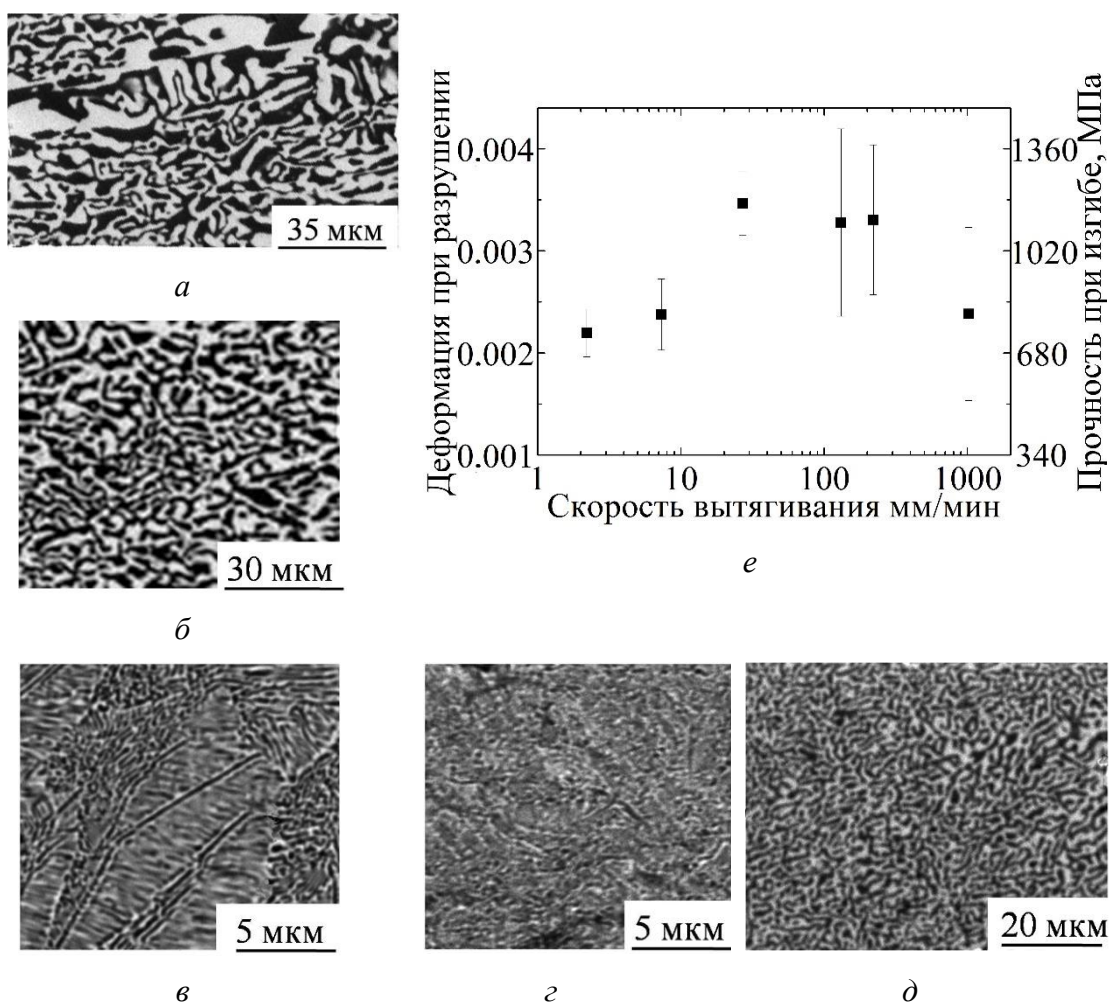


Рисунок 1. Участки структур Al_2O_3 – $Y_3Al_5O_{12}$ волокон в поперечном сечении, полученных при вытягивании из горячей в холодную зону при кристаллизации со скоростями: а – 1.4 мм/мин, б – 7.3 мм/мин, в – 130 мм/мин, г – 220 мм/мин, д – 1000 мм/мин; е – зависимость прочности и деформации при разрушении волокон на длине 1 мм от скорости вытягивания.

эвтектического состава Al_2O_3 – $Y_3Al_5O_{12}$. Волокна получались следующим образом. Изготавливались блоки из молибдена с полыми каналами, которые впоследствии заполнялись расплавом смеси оксидов за счет смачивания и капиллярного эффекта. Блоки с заполненными каналами вытягивались из горячей зоны в холодную с заданными скоростями. В результате этого процесса в каналах формировались эвтектические оксидные волокна, которые извлекались из блоков растравливанием молибдена смесью кислот.

Структуры волокон, а, следовательно, и их свойства, в значительной степени определяются режимами их изготовления. На рис. 1а – д показаны примеры с характерными размерами структур волокон в зависимости от скоростей вытягивания их из расплава в холодную зону при кристаллизации. Очевидно, что эти скорости определяют и скорости кристаллизации. Структуры волокон, в общем, измельчаются с ростом этих скоростей. Волокна были испытаны на прочность по специальной методике, первоначально разработанной для волокон, полученных описанным методом [5]. Зависимость прочности волокон от скорости в диапазоне 1÷1000 мм/мин имеет максимум. Следует отметить существенный разброс свойств волокон, характерный для относительно хрупких материалов, какими являются оксидные волокна, – так, что полученные результаты можно характеризовать как оценочные.

Список литературы

1. В.М. Кийко, А.Н. Толстун, В.Н. Курлов, А.А. Колчин, Н.И. Новохатская, Н.С. Саркисян, М.Ю. Старостин, С.Т. Милейко, *Наука – производству* **6**, сс. 5–14 (2007).
2. L.E. Matson, N. Hecht, *Journal of the European Ceramic Society* **8**, pp. 1225–1239 (2005).
3. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин, *Механика композитных материалов* **5**, сс. 898–908 (1991).
4. *Phase Equilibria Diagrams ACerS–NIST, Version 3, Database, CD-ROM* (2003).
5. V.M. Kiiko, S.T. Mileiko, *Composites Science and Technology* **13**, pp. 1977–1981 (1999).

МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ ПОКРЫТИЯ Fe-Co-Cr-Ni-(Cu) ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ ТРИБОКОРРОЗИИ И БИОЛОГИЧЕСКОГО ОБРАСТАНИЯ В МОРСКОЙ ВОДЕ

М.Н. Фатыхова, К.А. Купцов, А.Н. Шевейко, Д.В. Штанский

Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, г. Москва

Email: mariya.antonyuck@ya.ru

Большинство изделий и деталей пар трения, предназначенных для эксплуатации в морской промышленности, подвержены синергетическому воздействию коррозии и износа, называемому трибокоррозией, что приводит к интенсивному изнашиванию таких поверхностей и к существенному сокращению срока их службы. Еще одним фактором, повышающим общий износ деталей, является биообрастание, которое способствует развитию микробиологической коррозии. Данный вид коррозии происходит в результате взаимодействия бактерий и микроорганизмов с поверхностью металлических деталей.

Для решения этих проблем были разработаны покрытия Fe-Co-Cr-Ni-Cu_x с различным содержанием меди, где $x = 0, 8, 12, 24$ ат.%. Покрытия были получены методом электроискрового легирования на стальные подложки 30X13.

Структуру и элементный состав покрытий исследовали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием микроскопа S-3400N (Hitachi), оснащённого энергодисперсионным детектором NORAN, рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре D2 Phaser (Bruker).

Трибокоррозионные испытания в искусственной морской воде проводили с использованием трибометра, оснащенного специальной трехэлектродной ячейкой, позволяющей регистрировать электрохимический потенциал с использованием потенциостата «Voltalab PST-050» в процессе трибологических испытаний по схеме «шарик-диск». Искусственная морская вода была приготовлена в соответствии со стандартом ASTM D1141-98. Приложенная нагрузка составляла 5 Н, дистанция пробега 500 м, линейная скорость в ходе испытания составила 10 см/с. В качестве контртела использовался шарик из Al₂O₃ диаметром 6 мм [1].

Определение антибактериальной активности покрытий проводили с использованием штамма *Bacillus cereus* Arg30 при инкубировании в физрастворе. Бактериальные клетки выращивали на плотной питательной среде Mueller Hinton Agar (HiMedia, Индия).

Полученные покрытия обладали плотной и однородной морфологией, без видимых дефектов в виде пор и трещин. С увеличением содержания меди происходило увеличение толщины покрытий с 14 мкм (Cu₀) до 29 мкм (Cu₂₄). Структура покрытий Fe-Cr-Ni-Co-(Cu) представляла собой однофазный твердый раствор с ГЦК решеткой.

Покрытия обладали высокой износо- и коррозионной стойкостью в морской воде. Коэффициент трения покрытий отличался не существенно и составил 0,20-0,26. Минимальным падением потенциалов коррозии во время трения (от -150 до -160 мВ) и

максимальной износостойкостью (приведённый износ $6,2 \times 10^{-6}$ мм³/Нм) обладало покрытие с максимальным содержанием меди (Рис. 1).

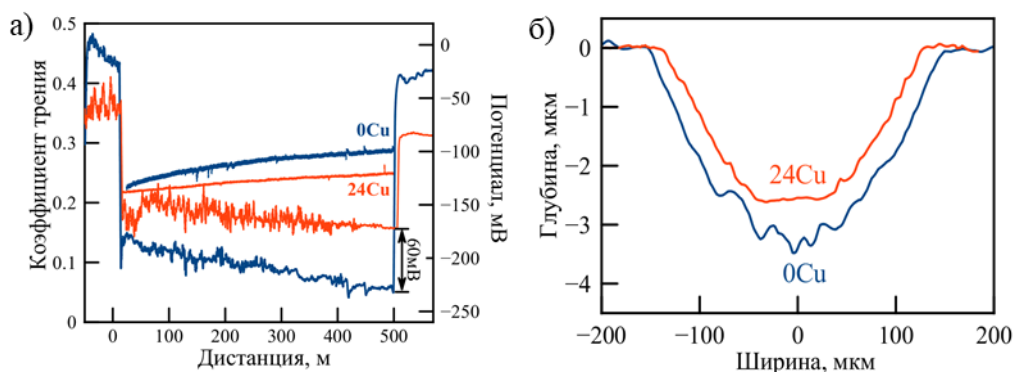


Рисунок 1. Трибокоррозионные исследования покрытий 0Cu и 24Cu в искусственной морской воде (а) и соответствующие им профили дорожек износа (б).

Все покрытия обладают умеренным антибактериальным эффектом в отношении грамположительного штамма *V. cereus* Arg30. Введение в состав покрытий 12 ат.% меди позволило существенно увеличить антибактериальные свойства (погибло 99,55% бактерий).

Работа была выполнена в рамках проекта РНФ №20-79-10104-П «Разработка твердых гидрофобных покрытий, обладающих противообрастающим, антиледовым, и самозалечивающим эффектом, предназначенных для защиты объектов морской и прибрежной инфраструктуры от трибокоррозионного, абразивного и кавитационного износа»

Список литературы

1. Kuptsov, K.A.; Antonyuk, M.N.; Sheveyko, A.N.; Bondarev, A. V.; Ignatov, S.G.; Slukin, P. V.; Dwivedi, P.; Fraile, A.; Polcar, T.; Shtansky, D. V. High-Entropy Fe-Cr-Ni-Co-(Cu) Coatings Produced by Vacuum Electro-Spark Deposition for Marine and Coastal Applications. *Surface and Coatings Technology* (2023) 453, 129136, doi:10.1016/J.SURFCOAT.2022.129136.

ВЛИЯНИЕ МЕТОДА ПОЛУЧЕНИЯ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПИРРОТИНОПОДОБНОГО СОЕДИНЕНИЯ

С.Г. Шаймуратов, Е.М. Шерокалова, Д.Ф. Акрамов, Н.В. Селезнева

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

Email: shaymuratov.sergey@mail.ru

Исследуемый материал 80%Fe_{6,95}Se₈/20%HfSe₂ – композит на основе селенидов переходных металлов. Соединения Fe_{1-y}Se обладают слоистой структурой типа NiAs, в которой полностью заполненные слои халькогена с гексагональной упаковкой чередуются со слоями металла, в которых присутствуют вакансии. В зависимости от стехиометрии в этих соединениях реализуются разные типы магнитных упорядочений и существенно изменяются магнитные характеристики. В интервале концентраций $0.125 < y \leq 0.25$ исследованные на сегодняшний день соединения являются металлами с ферримагнитным упорядочением ниже температуры T_c, лежащей в интервале от 460 К до 300 К [1]. Соединение HfSe₂ также обладает слоистой структурой (тип CdI₂), является полупроводником и парамагнетиком Паули [2].

В данной работе процесс получения исследуемого композита включал в себя несколько стадий. На первой, с помощью метода твердофазного ампульного синтеза, были получены соединения $\text{Fe}_{6.95}\text{Se}_8$ и HfSe_2 . Далее, после аттестации исходных компонентов, синтезировали конечный продукт $80\%\text{Fe}_{6.95}\text{Se}_8/20\%\text{HfSe}_2$ двумя способами, наиболее часто используемыми для получения композитов. Первый – механическая активация компонентов в заданной пропорции путем перемешивания и перетирания в агатовой ступке в течение 40 минут. Второй – прессовка полученной смеси в таблетку и отжиг в вакууме при 400°C в течение одних суток. Для исследования фазового состава использовался метод порошковой рентгеновской дифракции на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE с медным анодом. Качественный фазовый анализ проводили при помощи картотеки рентгенограмм PDF-2. Структуру соединений уточняли методом Ритвельда в программном пакете Fullprof. Измерения намагниченности в зависимости от температуры и величины приложенного магнитного поля осуществлялись на вибрационном магнитометре Lake Shore VSM 7407 в температурном интервале 80 К - 550 К и в магнитных полях до 17 кЭ. Температурные зависимости электросопротивления измерялись стандартным четырёхзондовым методом на поликристаллических компактированных образцах правильной геометрической формы на постоянном токе с использованием автономного криостата замкнутого цикла CryoFree 204 в интервале температур 15 К - 300 К.

Рентгенограмма, полученная для композита в виде механической смеси, представляет собой суперпозицию дифракционных картин исходных фаз $\text{Fe}_{6.95}\text{Se}_8$ и HfSe_2 . В отожжённом композите, как показал рентгенофазовый анализ, произошла реакция компонентов, в результате которой было получено также двухфазное соединение, но состав входящих фаз $(\text{Fe}_{1-x}\text{Hf}_x)_3\text{Se}_4$ и FeSe_2 существенно отличается от исходных.

В результате исследования магнитных свойств, установлено, что в соединении $80\%\text{Fe}_{6.95}\text{Se}_8/20\%\text{HfSe}_2$, полученном в виде механической смеси, благодаря композиционному эффекту при температуре $T = 80$ К удалось в 1.5 раза увеличить коэрцитивную силу (до 4.2 кЭ) в сравнении с исходным селенидом железа $\text{Fe}_{6.95}\text{Se}_8$ ($H_c = 2.7$ кЭ). Намагниченность в поле 17 кЭ в пересчете на $\text{Fe}_{6.95}\text{Se}_8$ также увеличилась на 14%, при этом температура магнитного упорядочения осталась той же 450 К. Для отожжённого композита наблюдается как существенное уменьшение температуры магнитного упорядочения (до 315 К), так и уменьшение значения коэрцитивной силы при $T = 80$ К.

В результате, проводя сравнение физических свойств композитов, полученных в виде механической смеси и путем отжига, можно отметить что для данного состава $80\%\text{Fe}_{6.95}\text{Se}_8/20\%\text{HfSe}_2$ композиционный эффект оказался предпочтительнее термической химической реакции в качестве способа, улучшающего магнитные функциональные характеристики.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FEUZ-2023-0017).

Список литературы

1. P. Terzieff, K.L. Komarek, *Monatshefte fur Chemie* **109**, 1037-1047 (1978).
2. N.F. Mott, M. Kaveh, *J. Phys.* **14**, 005 (1981).

Секция 5 «Методы изучения структуры и свойств материалов, включая методы неразрушающего контроля»

МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ НА ОСНОВЕ ПРЕЦЕССИИ ВОЛЧКА ТОМПСОНА

А.И. Андреев, А.Е. Семенов, Б.М. Славин, В.А. Чанчиков

ФГБОУ ВО Астраханский государственный технический университет

Email: aresut79@mail.ru

Исследование китайского волчка является интересной задачей как с точки зрения исследования механики твёрдого тела, так и в практическом применении, например, в трибометрах или гравиметрах. Значимым момент при рассмотрении динамики такого волчка является вопрос его взаимодействия с плоскостью движения в точке контакта.

Современные работы, например, [1],[2] показывают деформируемость опорной плоскости. На волчок, помимо силы тяжести и реакции опорной плоскости, действуют силы сухого трения (включая силы трения скольжения, вращения качения) и наложена односторонняя голономная связь: скорость наинизшей точки шара имеет неотрицательную проекцию на вектор восходящей вертикали (возможны подскоки волчка над опорной плоскостью). Для численного интегрирования вводится вязкая модель Кельвина - Фойгхта и полная энергия считается как невозрастающая функция времени:

$$H = \frac{1}{2}mv^2 + \frac{1}{2}(\mathbf{J}\omega, \omega) = mg(\mathbf{r}, \gamma) \leq h, \quad (1)$$
$$\dot{H} = (\mathbf{F}, \mathbf{u}) + (\mathbf{M}, \omega) \leq 0$$

где m - масса волчка v – скорость поступательного движения, F – сила трения, u – скорость в точка контакта, M – момент от силы трения, ω – угловая скорость, r – радиус волчка, γ – отклонение центра масс, J – осевой момент инерции главной оси, h – расстояние от точки опоры до центра масс.

Скорость изменения кинетической энергии зависит от потерь на трение и возникающего гироскопического момента при вращении волчка, что в свою очередь зависит от коэффициентов трения в паре. Подобное исследование позволяет более детально понять динамику энергии при прецессии волчка Томпсона и установить возможные формы перехода энергии и её диссипации при вращательном движении, и, как следствие, влияние шероховатости. Что позволяет применить данный эффект для исследования шероховатости поверхностей.

Скорость изменения кинетической энергии зависит от потерь на трение и возникающего гироскопического момент, что позволяет разработать метод измерения шероховатости поверхности на основе волчка Томпсона и эффектов трения в точках контакта. Для этого волчок раскручивают до высоких скоростей и помещают на поверхность, а по возникающим от гироскопического момента усилиям оценивают величину шероховатостей.

На рисунке 1 продемонстрирована схема трибометра [3] на базе волчка Томпсона.

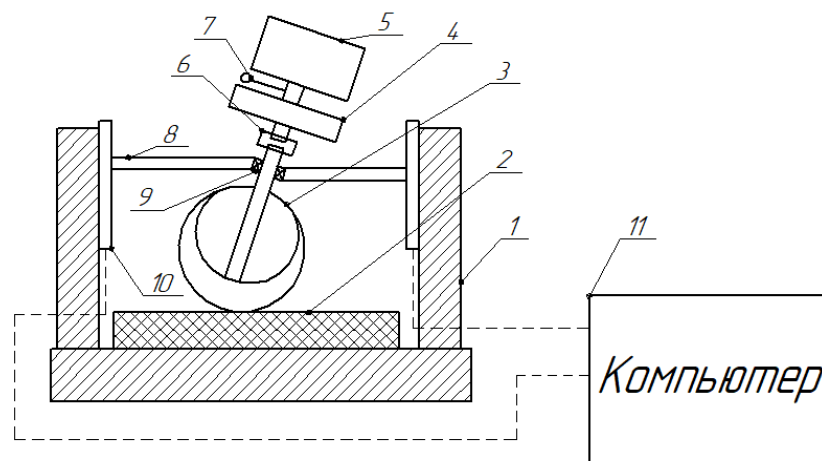


Рис. 1 – Трибومتر на базе волчка Томпсона: 1 – корпус, 2 – неподвижный образец, 3 – волчок Томпсона, 4 пускатель, 5 – электродвигатель, 6 – захват, 7 – тахометр, 8 – подвесы, 9 – подшипник, 10 – тензодатчик, 11 - компьютер

Устройство работает следующим образом:

Рабочее тело 3 помещают на неподвижный образец 2. Затем рабочее тело раскручивают до оборотов начала прецессии с помощью электродвигателя 5 через пускатель 4, обороты регулируют с помощью тахометра 7. Затем рабочее тело 3 отсоединяют от пускателя 4 с помощью захвата 6. Рабочее тело 3, вращаясь на неподвижном образце 2 давит на тензодатчики 10 через подвесы 8. Сигнал от тензодатчиков 10 поступает в компьютер 11, где обрабатывается, после чего рассчитывается коэффициент трения.

Следует также сказать, что рассматривается и переход на оптический аналог, когда вместо механического тела используются луч когерентного источника, однако закономерности полученные в ходе исследования твёрдого тела применимы и для случая излучения.

Список литературы

1. Зобова А. А. Вестник Нижегородского университета им. НИ Лобачевского. – 2011. – №. 4-2. – С. 143-144.
2. Андронов В.В., Журавлёв В. Ф. Сухое трение в задачах механики. М.–Ижевск: ИКИ, НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2010. 184 с
3. Патент № 2785527 С1 Российская Федерация, МПК G01N 19/02, G01N 3/56. Способ определения коэффициента трения трущихся пар и устройство для его осуществления : № 2022103501 : заявл. 11.02.2022 : опубл. 08.12.2022 / А. И. Андреев, А. П. Перекрестов, В. А. Чанчиков, Б. М. Славин ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования Астраханский государственный технический университет, ФГБОУ ВО

ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni-Mn-Al

Е.С. Белослудцева^{1,2,3}, Д.Е. Винокуров^{1,2}, В.Г. Пушин¹, А.О. Гусев³

¹ФГБУН ИФМ им. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

³ООО «СИАМС», г. Екатеринбург, Россия

E-mail: ebelosludceva@mail.ru

Легирование системы Ni-Mn алюминием методом замещения марганца понижает температуру мартенситного превращения (МП). Для изучения структуры в состояниях

близких к мартенситному были выбраны сплавы составов с 18 ат. % Al ($M_f = 465$ K) в мартенситном состоянии (кристаллическая решетка типа 14M) и 20 ат. % Al ($M_s \sim 290$ K) в предмартенситном состоянии (кристаллическая решетка типа B2) при комнатной температуре. В преддверии МП происходят непрерывные и обратимые изменения ряда физических свойств, устойчивости и тонкой структуры исходной аустенитной фазы [1]. Установлено, что возрастает интенсивность и регулярность твидового контраста (рис. 1, а). Диффузные эффекты в виде сателлитов особенно интенсивны при наблюдении аустенитной фазы непосредственно при температуре близкой M_s и расположены на тяжах типа $\langle 110 \rangle^*$ и $\langle 112 \rangle^*$ в положениях близких $1/3 \langle 110 \rangle^*$, $1/2 \langle 110 \rangle^*$, $1/3 \langle 112 \rangle^*$, $1/6 \langle 110 \rangle^*$ аустенитной B2-фазы (например, на рис. 1, б).

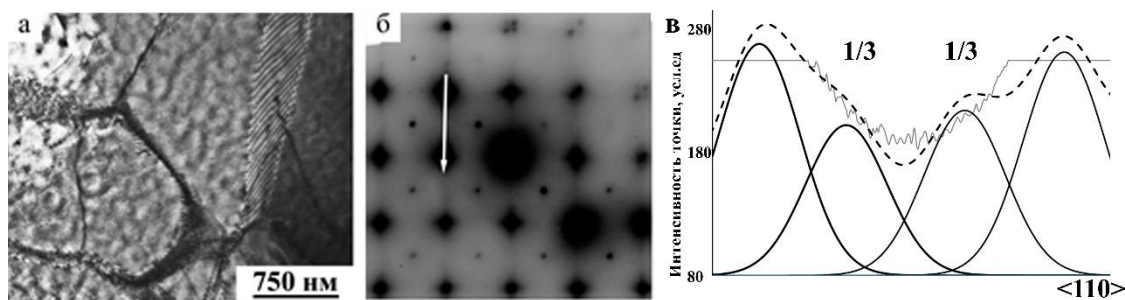


Рис. 1. Светлопольное изображение (а), микроэлектронграмма (б, ось зоны $[001]_{B2}$) и профиль сканирования интенсивностей тяжей в направлении $\langle 110 \rangle$ (в) микроструктуры сплава $Ni_{50}Mn_{30}Al_{20}$

Профили интенсивности тяжей (рис. 1, в) были построены при обработке микроэлектронграммы от выбранного участка с помощью программы SIAMS 800. Анализ показал, что типичные особенности наблюдаемых дифракционных эффектов, таких как периодическое их «повторение», регулярное затухание и усиление, можно описать определенными спектрами поперечных и продольных волн колебаний в k -пространстве обратной решетки, которые характеризуются волновым (k) и поляризационным ($e^{(k)}$) векторами и, соответственно, отождествить их с локализованными волнами атомных смещений в пространстве кристалла, которые периодически искажают исходную кристаллическую решетку.

Квазистатические смещения образуют ближний порядок смещений (БПС) атомов. Структура сплавов в состоянии БПС определяется спектром коротковолновых смещений атомов. На электронно-микроскопических изображениях обнаруживается контраст типа твида от высокодисперстных образований или доменов размером $\sim 3-5$ нм. Полосы твида, как правило, ориентированы вдоль различных кристаллографических направлений – следов пересечения кристаллографических плоскостей типа $\{110\}$ с плоскостью фольги. С ростом пространственных корреляций динамических смещений образуются локальные состояния в виде несовершенных длиннопериодных соизмеримых с исходной решеткой наноструктур [1].

Нанодомены, сформировавшиеся в предмартенситном состоянии в процессе МП формируют пластины, упорядоченные по типу 14M с ориентационными соотношениями близкими $\{110\}_A // (001)_M \langle 1\bar{1}0 \rangle_A // [001]_M$. Показано, что ширина пластин сравнима с размерами предшествующих нанокластеров (рис. 2, линия 2) в предмартенситном состоянии, а длина на порядок больше и ограничивается границами пакета. Таким образом, в результате МП формирование пакетной попарнодвойникованной структуры мартенситной фазы 14M в исследованных сплавах можно рассматривать как результат закономерного смещения плоскостей $\{110\}_{B2}$ друг относительно друга в направлении вектора поляризации $[1\bar{1}0]_{B2}$ статической волны с длиной модуляции $\lambda = 14d\langle 110 \rangle$ (рис. 2, а). Внутри каждой пластины наблюдаются периодические чередования светлых и темных

полос. Период чередования этих полос близок межплоскостным расстояниям (рис. 2, линия 1).

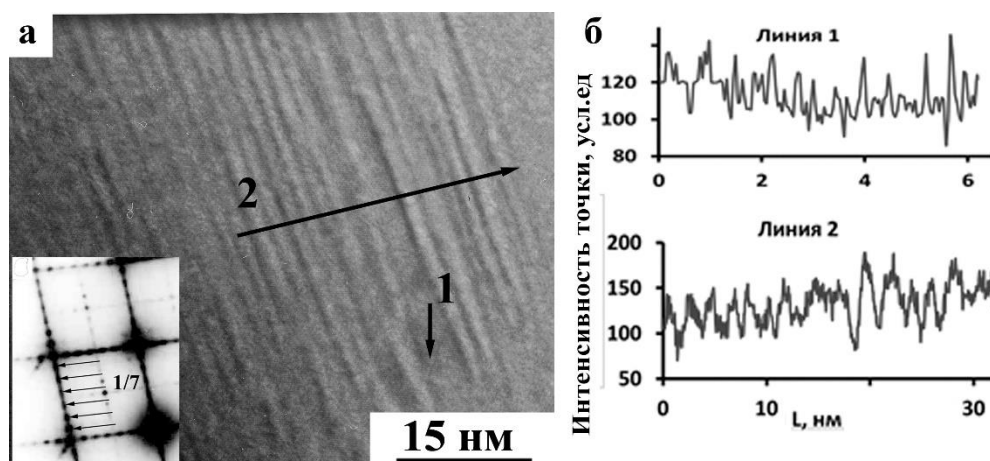


Рис. 2. Светлопольное изображение (а), микроэлектронограмма (на вставке) и профили сканирования интенсивностей структурных элементов (б) сплава $Ni_{50}Mn_{32}Al_{18}$

Было установлено, что в каждом пакете происходило самосогласованное аккомодационное чередование двойниковых ориентаций кристаллических решеток таким образом, что каждая следующая находится под углом примерно 87° к предыдущей. При этом постепенно происходит адаптивная термоупругая переориентировка в соседних пакетах мартенситных пластин. Подобная закономерность наблюдается на нескольких масштабных уровнях. В таком случае можно судить о волновых смещениях не только атомных плоскостей, но и ансамблей из нескольких кристаллических решеток или отдельных областей.

Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Структура») г.р. № «Структура» Г.р. №122021000033-2 при технической поддержке ООО «СИАМС»

Список литературы

1. Пушин, В.Г. Предпереходные явления и мартенситные превращения / В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев, В.Н. Хачин. – Екатеринбург: УрО РАН, 1998. – 368 с.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ФРАКТОГРАФИЧЕСКОМ АНАЛИЗЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni-Mn-Al

Е.С. Белослудцева^{1,2,3}

¹ФГБУН ИФМ им. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

³ООО «СИАМС», г. Екатеринбург, Россия

E-mail: ebelosludceva@mail.ru

Сплавы на основе системы Ni-Mn являются кандидатами в сплавы с эффектами памяти формы (ЭПФ) за счет реализуемого в них термоупругого мартенситного превращения. Однако большинство цветных сплавов с ЭПФ, в том числе исследуемые в настоящей работе, в поликристаллическом состоянии имеют, в отличие от никелида титана, низкую пластичность, что не позволяет реализовать присущие им ЭПФ. Поэтому становится важным изучить особенности их разрушения.

В работе были изучены литые сплавы системы Ni-Mn-Al (составы указаны в табл.1) методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), рентгено-фазового

структурного анализа, модуля упругости, микротвердости в ЦКП ИФМ УрО РАН. Ранее было установлено, что температуры мартенситного превращения снижаются в зависимости от легирования и, соответственно, фазовый меняется состав (табл.1) [1, 2]. Все исследования проводились при комнатной температуре T_r .

Таблица 1 – Значения критических точек, фазовый состав и значения микротвердости сплавов системы $Ni_{50}Mn_{50-y}Al_y$

у, ат. %	M_s , К	A_f , К	Фазовый состав при T_r	Микротвердость при T_r , ГПа
0	970	1020	L1 ₀	4,30
10	635	690	L1 ₀	3,52
18	505	540	14M	2,90
20	~290	~290	10M	3,79
22	290	315	10M+ B2	3,79
24			B2	
25	-	-	L2 ₁	3,10

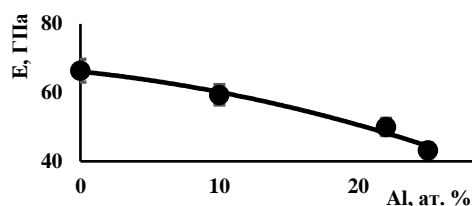


Рисунок 1 Зависимость модуля упругости сплавов системы $Ni_{50}Mn_{50-y}Al_y$

Показано, что наибольшей микротвердостью обладает сплав бинарного эквиатомного состава. Анализ микроструктуры его излома показал, что разрушение происходит по транскристаллитному типу и носит преимущественно хрупкий характер (рис. 2, а). Установлено, что легирование понижает микротвердость и упругость и, вероятно, повышаются характеристики пластичности. О повышении вязкости свидетельствует СЭМ-изображение сплава $Ni_{50}Mn_{25}Al_{25}$. На изображении (рис. 2, б) продемонстрирован хрупко-вязкий излом. Структура представлена квазихрупким сколом с характерными гладкими областями и вытянутыми «язычками», которые свидетельствуют о более вязком характере

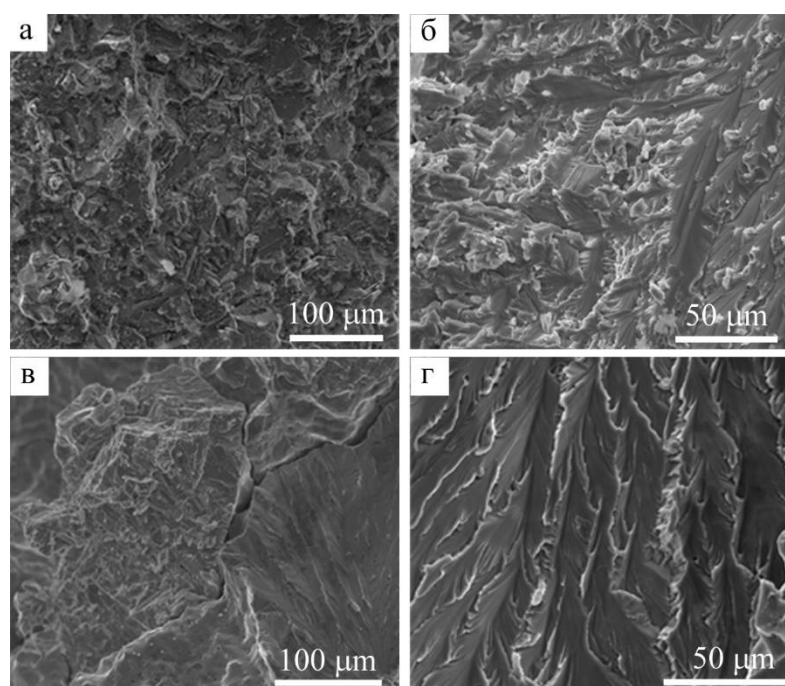


Рисунок 2. Фрактографические изображения сплавов: а – $Ni_{50}Mn_{50}$, б – $Ni_{50}Mn_{25}Al_{25}$, в, г – $Ni_{50}Mn_{32}Al_{18}$, полученные методом СЭМ

разрушения. Это закономерно, поскольку данный сплав при температуре испытаний находился в аустенитном состоянии с кристаллической решеткой L2₁. Интересно проанализировать фрактографические изображения сплава, легированного 18 ат. %. Указанный сплав при комнатной температуре находится в мартенситном состоянии с длиннопериодной кристаллической решеткой 14M. Значения твердости сплава Ni₅₀Mn₃₂Al₁₈ (табл. 1) значительно ниже микротвердости бинарного сплава и сравнимы с микротвердостью сплава с 25 ат.% Al. Особенности фрактурологии сплава с 18 ат.% Al изображены на рис. 2. Показано, что он может разрушаться хрупко (в), как правило, по границам зерен, а также квазихрупко по объему зерна с элементами вязкого разрушения. Также следует отметить, что по телу мартенситных пластин происходит хрупкий скол, а по межпластинчатым границам – вытянутый вязкий отрыв.

Таким образом, в настоящей работе были установлены основные закономерности влияния легирования и, как следствие, структурно-фазовых состояний сплавов на особенности их разрушения.

Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Структура») Г.р. №122021000033-2

Список литературы

- 1 Е.С. Белослудцева, Н.Н. Куранова, Н.И. Коуров, В.Г. Пушин, В.Ю. Стукалов, А.Н. Укусников, ЖТФ, 2015, Т. 85, № 7, с. 55-59.
- 2 Е.С. Белослудцева, А.В. Пушин, А.Э. Свирид, В.Г. Пушин, Т.П. Толмачев, Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета, 2019, V. 21. — P. 33—41.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ SIAMS ДЛЯ АНАЛИЗА ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ

Е.С. Белослудцева^{1,2,3}, Т.А. Сивкова¹, А.О. Гусев¹, О.С. Сыропятова¹,
Р.М. Кадушников¹, С.В. Сомина¹

¹ООО «СИАМС», г. Екатеринбург, Россия, <https://siams24.ru/>, <https://siams.com/>

²ФГБУН ИФМ им. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

E-mail: elena@siams.com

В последние годы наблюдается значительный интерес к решению традиционных задач материаловедения (выделение границ зерен, фаз и включений) с помощью нейронных сетей (НС). Алгоритмы с использованием НС работают стабильно на «простых» изображениях, но зачастую не дают желаемого результата на большинстве получаемых изображений. К «простым» для анализа можно отнести изображения, на которых выделяемые объекты достаточно контрастны к окружающему фону и находятся в узком диапазоне размеров, а также отсутствуют такие дефекты как неравномерная освещенность поля зрения микроскопа. Другим недостатком существующей методики анализа структуры с помощью НС видится то, что пользователь вынужден использовать несколько программ (ПО): в одной программе делать разметку искомым объектам, в другой - обучать НС, в третьей – проводить качественный и количественный анализ параметров структуры. Такой подход усложняет автоматизацию анализа, что особенно критично для серийного контроля структуры материалов на производстве.

Компания SIAMS (ООО «СИАМС») разработала специализированное ПО для анализа структуры материалов с использованием алгоритмов НС для семантической сегментации (СС), поиска объектов и сегментации экземпляра. В ПО SIAMS пользователь имеет возможность разметить объекты анализа, создать обучающую выборку и отправить модель на обучение. Анализ по созданной модели проводится сразу же после завершения обучения.

Алгоритмы с использованием НС интегрированы с автоматизированными программными модулями для автоматизированного анализа структуры по требованиям отечественных и международных стандартов. Результаты анализа могут быть представлены в виде таблиц, графиков и гистограмм и сохраняются в файлах различных форматов.

Получены стабильные результаты на изображениях, на которых отдельные элементы структуры слабоконтрастны к фону или разные структурные (фазовые) составляющие обладают одинаковым оттенком (рис. 1 а, б), в том числе на изображениях, полученные методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) (рис. 2, а). Например, на рис. 1, а с помощью технологии НС в ПО SIAMS на изображениях микроструктуры выделены различные структурные составляющие чугуна (феррит, цементит, графит) [1]. Преимущества использованной технологии заключаются в следующем: обученный алгоритм более устойчив к вариациям условий пробоподготовки, травления и съемки образцов, которые при использовании классического метода сегментации приводили к ложным контурам и/или неверно оконтуренным объектам; не требуется настройка порогов чувствительности как при использовании основных типов сегментации; сокращается время анализа.

Сложность автоматизированного анализа изображений, полученных в СЭМ, возникает из-за их недостаточной контрастности. Кроме того, на данный момент в СЭМ не существует методик выравнивания освещенности. Поэтому, как правило, разные участки изображения освещены неодинаково. Известно, что на СЭМ-изображениях достаточно часто присутствует так называемый «шум». Данные эффекты вносят дополнительные сложности в цифровой анализ снимков. В качестве примера на рис. 2 приведено СЭМ-изображение кратеров на стекле. С помощью НС в ПО SIAMS были выделены только внутренние контуры объектов, исключая внешние контуры и объекты иной морфологии [2], а также проведен результат анализа выделенных объектов по различным размерам (табл.1).

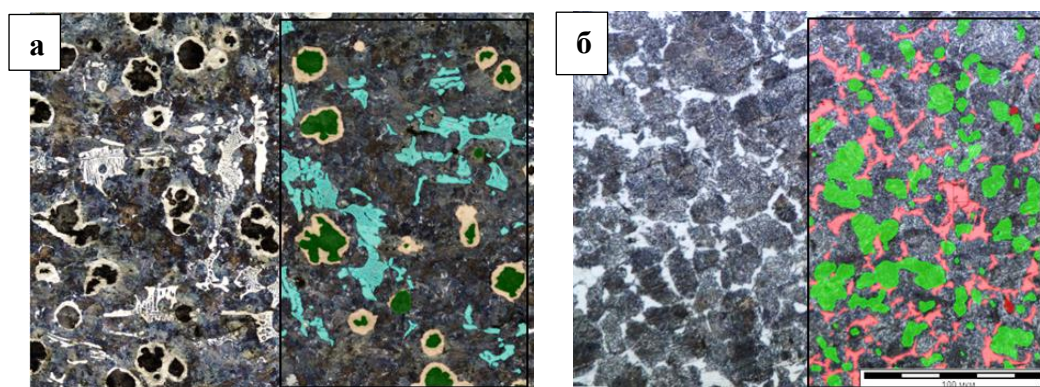


Рис. 1. Результат выполнения СС на изображениях, полученных методом оптической микроскопии: а - фазы в чугуне; б – зернистый и пластинчатый перлит в стали

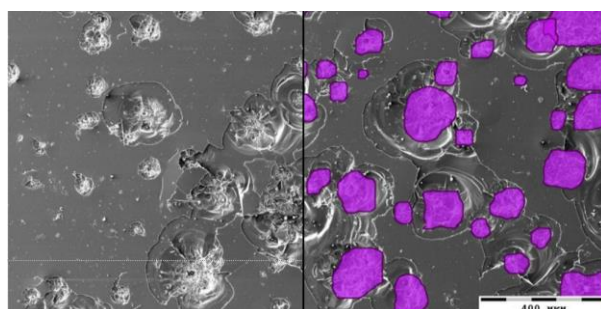


Рис. 2. Результат выполнения СС на изображении, полученном методом СЭМ: внутренних контуры кратеров стекла

Величина, мкм	Кол-во, шт	Кол-во, %
10 - 25	3	2,88
25 - 50	26	25,00
50 - 100	46	44,23
100 - 150	21	20,19
150 - 200	8	7,69

Табл. 1. Распределение кратеров по размерам

Среди решенных с помощью НС SIAMS задач можно выделить распознавание альфа-фазы в титане, определение количества вязкой и хрупкой составляющих в изломах, сегментация дендритной структуры, и др.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что комплексный научно-исследовательский подход, использованный при интеграции НС в ПО SIAMS, существенно расширяет круг решаемых задач микроструктурного анализа в материаловедении и может быть использован для серийного контроля структуры материалов в производственных и исследовательских лабораториях.

Работа выполнена в рамках Госзадания «Структура» Г.р. № 122021000033-2 при финансовой и технической поддержке ООО «СИАМС»

Список литературы

1. T. Sivkova, A. Gusev, A. Syropyatov, *GraphiCon*, pp. 772-780 (2021)
2. Е.С. Белослудцева, Т.А. Сивкова, О.С. Сыропятова, Р.М. Кадушников, С.В. Сомина *Сборник тезисов докладов XXII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов — молодых ученых Екатеринбург: УрФУ*, сс. 412- 415 (2023)

ВЛИЯНИЕ ДОПИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{Nd}_{0.85}\text{Mn}_{0.15}\text{Mn}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}\text{O}_3$ (M=Sr, Ba)

Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова

Институт металлургии УрО РАН, г.Екатеринбург

Email: elarisa100@mail.ru

Комплексные оксиды $\text{R}_{1-x}\text{M}_x\text{MnO}_3$ на основе переходного металла марганца и редкоземельных элементов (R^{3+}) (с частичным замещением их щелочноземельными ионами ($\text{M}^{2+}=\text{Ba}, \text{Sr}, \text{Ca}$)) интенсивно изучались в течение последних десятилетий. Манганиты обладают широким спектром интересных физических свойств, включая электрические, упругие, термохимические и магнитные [1-3]. Частичное замещение ($\text{R}^{3+}/\text{M}^{2+}$) в манганитах приводит к увеличению среднего радиуса катиона $\langle r_A \rangle$ в А-подрешетке и трансформации кристаллической структуры. Это определяет разнообразие магнитных и электрических фаз, свойства которых зависят от типа и концентрации замещающих ионов. Средний размер атома допирующей примеси оказывает влияние на угол связи Mn–O–Mn и, следовательно, на обменные взаимодействия между поливалентными ионами марганца $\text{Mn}^{3+} \leftrightarrow \text{Mn}^{4+}$. Кроме того, гетеровалентное замещение в А-подрешетке увеличивает степень окисления части катионов Mn^{3+} до Mn^{4+} в В-подрешетке, чтобы компенсировать общий дисбаланс заряда. Представляет интерес замещение части ионов марганца ионами железа в В-подрешетке. Ион Fe^{3+} является магнитным, но не ян-теллеровским, и не участвует в двойном обмене $\text{Mn}^{3+} \rightarrow \text{O}^{2-} \rightarrow (\text{Mn}^{4+}/\text{Fe}^{3+})$, так как в его электронной конфигурации все состояния заняты. Поэтому, ион Fe^{3+} локально разрушает эффект Яна-Теллера (ЯТ), связанный с ионом Mn^{3+} . Задачей работы является анализ влияния допирующих элементов на структурные свойства NdMnO_3 .

Синтезированные керамическим способом образцы $\text{Nd}_{0.85}\text{A}_{0.15}\text{Mn}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}\text{O}_3$ (Sr, Ba), имеют орторомбически искаженную перовскитоподобную структуру (пространственная группа Pbnm). Соотношение параметров элементарной ячейки исходного манганита NdMnO_3 и $\text{NdMn}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}\text{O}_3$ по данным [4] соответствует упорядоченной ЯТ фазе (O'-фаза), для которой должно выполняться условие $c/\sqrt{2} < a < b$. Для образца допированного Sr сохраняется орбитальное упорядочение, типичное для O' фазы. Параметры элементарной ячейки образца допированного Ba имеют соотношение $a < c/\sqrt{2} < b$, что характерно для разупорядоченной фазы (O-фаза) (Табл.).

Таблица. Параметры элементарных ячеек образцов $Nd_{0.85}Ba_{0.15}Mn_{0.9}Fe_{0.1}O_3$ (Sr, Ba)

образец	a, Å	b, Å	c, Å	c/√2, Å	V, Å ³	t	D, %
NdMnO ₃	5.4091(2)	5.8173(3)	7.5482(3)	5.3382(3)	237.3(3)	0.889	3.55
Nd _{0.85} Sr _{0.15} Mn _{0.9} Fe _{0.1} O ₃	5.4424(3)	5.5318(1)	7.6833(3)	5,4336(3)	231.3(3)	0.896	0.76
Nd _{0.85} Ba _{0.15} Mn _{0.9} Fe _{0.1} O ₃	5.4715(2)	5.5115(3)	7.7380(5)	5.4724(5)	233.3(4)	0.905	0.32

Объем элементарной ячейки образца с замещением Nd/Ba превышает объем образца с замещением Nd/Sr, за счет стерического фактора. Ионный радиус Ba ($r_{эфф} = 1.47 \text{ \AA}$), больше ионного радиуса Sr ($r_{эфф} = 1.31 \text{ \AA}$). При допировании наблюдается общая тенденция повышения параметров a и c , уменьшение параметра b и объема элементарной ячейки V . С одной стороны, это является следствием более плотной упаковки ионов внутри элементарной ячейки при допировании. С другой стороны, гетеровалентное замещение части ионов Nd^{3+} ($r_{эфф} = 1.16 \text{ \AA}$), ионами Sr^{2+} или Ba^{2+} уменьшает количество ионов Mn^{3+} (0.65 \AA) и увеличивает концентрацию Mn^{4+} (0.53 \AA), за счет зарядовой компенсации $Mn^{3+} \rightarrow O^{2-} \rightarrow Mn^{4+}$. Наличие меньших по размеру ионов Mn^{4+} , способствует увеличению фактора толерантности Гольдшмидта (t) (Табл.) и приводит к стабилизации структуры. Изовалентное замещение Mn^{3+}/Fe^{3+} оказывает менее заметное влияния на геометрические размеры элементарной ячейки, так как ионы Mn и Fe имеют одинаковый радиус ($r_{эфф} = 0.645 \text{ \AA}$), но вероятно, сказывается их различная природа (возможность участвовать в механизме искажения).

Величина ЯТ искажения связана с концентрацией ЯТ ионов Mn^{3+} . Наибольшая их концентрация присутствует в образце исходного манганита NdMnO₃. Поэтому он имеет наибольший (3.55) индекс ромбического искажения D , т.е. величину отклонения от идеальной кубической элементарной ячейки. Допирование Fe уменьшает количество ионов Mn^{3+} и приводит к небольшому снижению $D=3.41$. Сопутствующее допирование Sr или Ba еще больше снижает искажение кристаллической структуры, индекс D составляет 0.76 и 0.32 для образца допированного Sr или Ba, соответственно. Это свидетельствует о приближении структуры к кубической.

Температура ЯТ перехода и величина ЯТ искажения, обусловленная наличием ЯТ ионов взаимосвязаны. Методами высокотемпературной рентгенографии и термического анализ (ДСК и ТГ) в образцах обнаружен ян-теллеровский переход ($O' \rightarrow O$). Фазовый переход в исходном образце NdMnO₃ осуществляется в температурном диапазоне 680-780°C [5], 740-800°C [4], в образце NdMn_{0.9}Fe_{0.1}O₃ 700-840°C [4]. Допирование Sr понижает температурный диапазон перехода до 250-350°C. При допировании Ba образец имеет разупорядоченную структуру (O-фаза) уже при комнатной температуре.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИМЕТ УРО РАН, по теме № 122 013 100 200-2. Эксперименты проводились с использованием научных приборов, входящих в состав Центра коллективного оборудования "Урал-М".

Список литературы

1. J.A. Collado, J.L. García-Muñoz, M.A.G. Aranda, J. Solid State Chem. **183**, pp. 1083-1089 (2010).
2. B.S. Nagaraja, Ashok Rao, G.S. Okram, J. Alloys Compd. **683**, pp. 308-317 (2016).
3. I. O. Troyanchuk, N.V. Samsonenko, N. V. Kasper, H. Szymczak, A. Nabialek, Phys. Stat. Sol. (A). **160**, pp. 195-203 (1997).
4. M. Mihalik, M. Mihalik, M. Fitta, M. Bałanda, M. Vavra, S. Gabáni, M. Zentková, J. Briančin, J Magn. Magn. Mater. **345**, pp.125–133 (2013).
5. L. B. Vedmid', A. M. Yankin, O. M. Fedorova, V. M. Kozin, Inorg. Mater., **51**, pp. 288–293. (2015)

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МАНГАНИТОВ $Nd_{1-x}M_xMnO_3$ ($x=0$; 0.15 и $M=Sr, Ba$) ПРИ ПЕРЕМЕННОМ ДАВЛЕНИИ КИСЛОРОДА

Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова

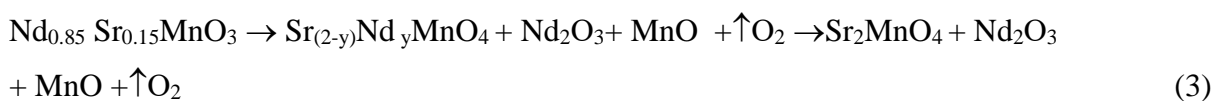
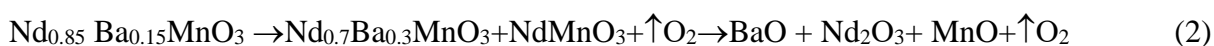
Институт металлургии УрО РАН, г.Екатеринбург

Email: elarisa100@mail.ru

Интерес к манганитам $Nd_{1-x}M_xMnO_3$ ($x=0$; 0.15 и $M=Sr, Ba$) связан с разнообразием физико-химических свойств, обуславливающих их практическое применение, например, в качестве катодных материалов для твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ). Свойства этих материалов зависят от концентрации и типа допирующей примеси. Гетеровалентное замещение Nd^{3+}/M^{2+} приводит к возникновению переменной степени окисления марганца Mn^{3+}/Mn^{4+} . Еще один способ изменения валентности ионов марганца – изменение кислородной нестехиометрии образцов, например, за счет варьирования давления кислорода. Выявление условий равновесия манганитов $Nd_{1-x}M_xMnO_3$ ($x=0$; 0.15 и $M=Sr, Ba$) с фазами других составов в широком интервале температур и давлений кислорода является актуальной задачей. Синтез проведен при температуре $T = 1400^\circ C$ для образца $NdMnO_3$, при $T = 1250^\circ C$ для $Nd_{0.85}Sr_{0.15}MnO_3$ и $Nd_{0.85}Ba_{0.15}MnO_3$. Полученные оксиды обладают орторомбической кристаллической структурой (пр. гр. $Pbnm$). Исследования проведены в температурном интервале $30 \leq T \leq 1200^\circ C$ в атмосферах с различным содержанием кислорода: воздух -0.67; -5; -22.5 атм. При нагреве на воздухе ($pO_2 = -0.67$) по данным дифференциального термического анализа (ДСК) манганит $NdMnO_3$ демонстрирует ян-теллеровский переход в диапазоне температур $670-770^\circ C$. Температура этого перехода для допированных Sr или Ba манганитов значительно понижается. Понижение давления кислорода в газовой среде до -5 атм. приводит к изменению кислородной нестехиометрии образцов. Дальнейшее понижение давления кислорода до -22.5 атм. провоцирует процесс диссоциации исходного манганита $NdMnO_3$ до простых оксидов с выделением кислорода по схеме (1)



Линейный нагрев допированных манганитов неодима в изобарических условиях (при давлении кислорода в газовой атмосфере $pO_2 = 10^{-22.5}$ атм) приводит к их последовательному двухстадийному разложению по схемам (2),(3):



Таким образом, установлена термическая зависимость фазовых и структурных превращений в манганитах $Nd_{1-x}M_xMnO_3$ ($x=0$; 0.15 и $M=Sr, Ba$) при изменении давления кислорода в газовой среде.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИМЕТ УРО РАН, по теме № 122 013 100 200-2. Эксперименты проводились с использованием научных приборов, входящих в состав Центра коллективного оборудования “Урал-М”.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ПРОЦЕНТА И КЛАССА ОКАТАННОСТИ ПЕСЧАНЫХ КВАРЦЕВЫХ ЗЕРЕН ГОРОДСКИХ СОВРЕМЕННЫХ ПОВЕРХНОСТНО-ДЕПОНИРОВАННЫХ ОТЛОЖЕНИЙ (НА ПРИМЕРЕ ,Г. РОСТОВ-НА-ДОНУ)

В.С. Глухов^{1,2}, А.А. Селезнев^{1,2}, Г.П. Малиновский¹, И.В. Ярмошенко¹

¹ Институт промышленной экологии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

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

E-mail: glukhov.v.s.work@gmail.com

Целью исследования является разработка метода расчета процента и класса окатанности частиц кварца современных отложений г. Ростов-на-Дону с оценкой неопределенности данного метода. Методика включает использование методов шлихового анализа, оптической микроскопии, рамановской спектроскопии и метрологические методы оценки неопределенности. Разработанная методика позволила определить процент и класс окатанности кварцевых частиц городских отложений фракции 250-1000 мкм. Расширенная неопределенность методики по расчету процента и класса окатанности составляет для частиц 3-го класса окатанности 5,9 %, для 4-го класса 2,2 %, а для 5-го 4,6 %.

Городские современные поверхностно-депонированные отложения (ГСПДО) представляют собой смесь, формирующуюся в низинах городских ландшафтов в результате современного городского седиментогенеза [1]. Вещественный состав ГСПДО представлен минеральными и техногенными частицами разной окатанности, а также органическим веществом [2]. Окатанность является важным индикатором, отражающим процессы абразии, воздействующие на частицу. Пылевые фракции в ГСПДО, образующиеся в результате разрушения поверхности более крупных частиц, играют значительную роль в накоплении тяжелых металлов из-за своей большей накопительной площади. В засушливое время пылевые частицы переходят в взвешенное состояние от порывов ветра, что приводит к интенсивному запылению архитектурных и механических объектов города. Пыль в состоянии аэрозоля легко проникает в дыхательные пути людей и животных, что негативно сказывается на их здоровье [1].

Цель исследования заключается в разработке метода расчета процента и класса окатанности частиц кварца проб ГСПДО г. Ростов-на-Дону и оценке неопределенности разработанного метода. Для реализации цели исследования были поставлены следующие задачи: получить навески 4-6 гр. из 17 проб ГСПДО г. Ростов-на-Дону гранулометрической фракции 250-1000 мкм; отобрать из полученных навесок частицы кварца; создать базу данных параметров отобранных частиц; определить процент и классы окатанности отобранных частиц; выделить из 17 навесок одну, в которой содержится более трех классов окатанности и выделить из нее 100 кварцевых частиц, морфология которых визуально различается по классу окатанности; рассчитать для полученных 100 кварцевых зерен процент и класс окатанности, после чего выделить из них по 10 кварцевых частиц каждого класса окатанности; провести замеры параметров для каждой из полученных кварцевых частиц в трех проекциях (по 10 замеров на каждую проекцию частицы) и создать базу данных для расчета процента и класса окатанности, а также неопределенности; провести замеры параметров для одной частицы каждого класса окатанности в трех проекциях (по 40 замеров на каждую проекцию частицы) и создать базу данных для расчета процента и класса окатанности, а также неопределенности.

Районом исследования был выбран г. Ростов-на-Дону. Объектом исследования являются данные гранулометрического, минерального и элементного анализа 17 проб ГСПДО, отобранных в теплое время года по схеме 25 проб в г. Ростов-на-Дону [1].

Предметов исследования являются кварцевые зерна ГСПДО фракции 250-1000 мкм. Методы, которые были использованы при разработке методики: шлиховой анализ, оптическая микроскопия, рамановская спектрометрия, расчет окатанности кварцевых частиц по методике Ухова И.С.[3], статистический анализ, метрологические методы оценки неопределенности.

Методом квартования из 17 проб осадка со средней массой 26,3 грамм, отобрано 17 навесок со средней массой 4,9 грамм. Методом шлихового анализа из навесок было отобрано 782 частицы из которых к 3 классу окатанности относится всего 1 % частиц, к 4 классу окатанности - 42 % и к 5 классу окатанности 57 % [1]. Далее из полученных навесок была выбрана проба осадка, которая включала в себя частицы 3, 4 и 5 класса окатанности. Из данной навески методом шлихового анализа было отобрано 100 кварцевых частиц и рассчитан их процент и класс окатанности. Затем из них было отобрано по 10 частиц каждого класса окатанности. Все 30 полученных частиц идентифицированы как кварцевые методом рамановской спектрометрии в ЦКП «Геоаналитик» в ИГГ УрО РАН. Были проведены замеры параметров для каждой из 30 полученных кварцевых частиц в трех проекциях (по 10 замеров на каждую проекцию частицы) и дополнительно проведены замеры параметров для одной частицы каждого класса окатанности в трех проекциях (по 40 замеров на каждую проекцию частицы). Всего было получено 1290 замеров параметров частиц и рассчитана неопределенность для каждого класса. Расширенная неопределенность для частиц 3-го класса окатанности составила 5,9 %, для 4-го – 2,2 %, а для 5-го – 4,6 %. Установлено, что проекция с самой большой площадью поверхности частицы обладает самым низким показателем класса окатанности.

Разработан метод шлихового анализа с расчетом класса и процента окатанности песчаных частиц кварца ГСПДО [1]. Для метода рассчитана расширенная неопределенность, которая варьируется от 2 до 6 % в зависимости от класса. На точность оценки класса окатанности кварцевых частиц влияет совокупность факторов: человеческий фактор, качество матрицы камеры, измеряемая проекция, и другие.

Работа выполняется при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 18-77-10024-П. Исследования методом комбинационного рассеяния выполнены в ЦКП «Геоаналитик» ИГГ УрО РАН. Дооснащение ЦКП проведено при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (соглашение № 075-15-2021-680).

Список литературы

1. В. С. Глухов, Е. А. Панкрушина, А. Д. Рянская [и др.] // Куражсковские чтения : Материалы II Международной научно-практической конференции, Астрахань, 18–21 мая 2023, 2023. – С. 284-288
2. Илгашев Е.О., Селезнев А.А. Минералы: строение, свойства, методы исследования. 2020. № 11. С. 104-105.
3. Ухов И. С. Ярославский педагогический вестник. 2013. № 4. Том III (Естественные науки).

КИНЕТИКА И КОНЦЕНТРАЦИОННАЯ ИЕРАРХИЯ НАНОДЕФЕКТОВ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ НАГРУЖЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В. Б. Кулик, Х.Ф. Махмудов

Физико-технический институт имени А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

E-mail: Vitaly.Kulik@mail.ioffe.ru

Проведенные недавно исследования процесса накопления акустических сигналов от нагруженных гранитов [1,2] показали, что кинетика разрушения имеет более сложный характер по сравнению с известным из [3] двухуровневым механизмом разрушения. Было обнаружено, что процесс накопления трещин имеет, по крайней мере, четыре иерархических уровня. Цель данной работы – выяснить, имеет ли обнаруженный многоуровневый

иерархический характер накопления трещин общий характер или он обусловлен особенностями разрушения горных пород.

Для решения задачи были проанализированы и сопоставлены результаты исследований накопления трещиноподобных дефектов с линейными размерами $10 \dots 10^3$ нм на поверхности металлов и трещин с размерами $0,1 \dots 1$ мм в объеме гранитов «Westerly» и «Harcourt».

Кинетика накопления дефектов с нанометровыми размерами на поверхности напряженных металлов изучалась при помощи сканирующей туннельной микроскопии, а трещин в объеме гранитов – при помощи акустической эмиссии.

Распределения дефектов по размерам в приведенных координатах на поверхностях меди, золота и молибдена под действием различных напряжений и в различные моменты времени после приложения напряжения показаны на рис. 1. Форма распределений универсальна.

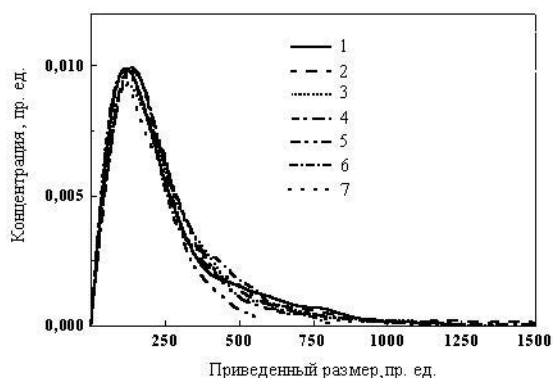


Рис. 1. Приведенные распределения дефектов, образовавшихся на поверхностях напряженных образцов меди (1–5), золота (6) и молибдена (7)

Для описания распределения использовано выражение для канонического распределения термодинамической вероятности флуктуаций энергии при постоянном объеме, полученное Гиббсом [4,5]. В результате преобразований было получено выражение для распределения нанодефектов по размерам $n_e(y)$ на поверхности, которое хорошо описывает экспериментальные результаты для всех исследованных металлов [6,7].

$$n_e(y) = \sum_{i=1}^n n_{0i} y_i^2 \exp(-\beta y_i \Delta U_{0i}) \quad (1)$$

где n_{0i} – концентрация нанодефектов с длиной стенок y_i ; $n_{0i} \equiv C_{ai} \beta (\Delta U_{0i})^2 / 2$; ΔU_{0i} – энергия образования дефекта; C_{ai} – нормировочная постоянная; $\beta \equiv 1/k_B T$. Использование выражения (4) подразумевает, что совокупность нанодефектов состоит из нескольких статистических термодинамических ансамблей, отличающихся средними значениями размеров нанодефектов и энергиями их образования. Эти представления для исследованных металлов были прямо подтверждены в работах [6,7]. На этом основании был сделан вывод: трещиноподобные нанодефекты образуют статистические ансамбли, а их распределения по размерам заданы максимальным значением энтропии [8].

Энергия, выделяемая при образовании трещин, пропорциональна квадрату амплитуды акустического сигнала A^2 , и выражение (1) преобразуется к виду

$$n_e(y) = \sum_{i=1}^n n_{0i} A_i^4 \exp(-\beta A_i^2 \Delta U_{0i}). \quad (2)$$

Исследования показали, что распределение квадратов амплитуд акустических сигналов также хорошо описывается выражением (2). Распределение квадратов амплитуд сигналов акустической эмиссии при сжатии гранита «Westerly» показано на рис. 2. Результат сжатия позволил заключить, что распределение трещин по размерам в исследованных гранитах также задано максимальным значением энтропии.

Исследования, проведенные в последние годы [6-8], показали, что выражения (1) и (2) описывают распределения по размерам нанодфектов в металлах, структурных образований в полимерах, бактерий и грибов, длин протеиновых молекул и т. д. Следовательно, они имеют общий характер: во всех исследованных твердых телах структурные образования и трещины образуют совокупность статистических термодинамических ансамблей, распределение в каждом из которых задано максимальным значением энтропии и описывается выражением Гиббса для флуктуаций.

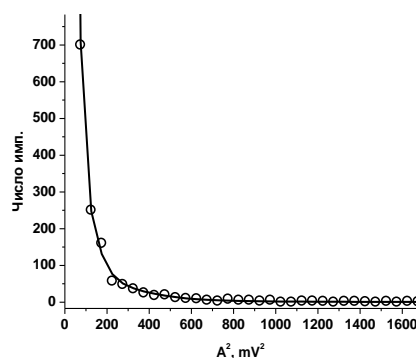


Рис. 2. Аппроксимация распределения квадратов амплитуд акустических сигналов от гранита «Westerly» по выражению (2)

Список литературы

1. Н. Г. Томилин, Е. Е. Дамаскинская, В. С. Куксенко, Физика твердого тела, 1994, 36, с. 3101-3122.
2. V. Kuksenko, N. Tomilin, E. Damaskinskaja et al. Pure Applied Geophysics, 1996, 146, p. 253-263.
3. В. П. Тамуж, В. С. Куксенко. Микромеханика разрушения полимерных материалов / Рига: Зинатне. 1978.
4. B. L. Lavenda, Statistical Physics. A Probabilistic Approach. N.Y.: J. Wiley & Sons Inc. 1997.
5. Gibbs J. W. Elementary Principles in Statistical Mechanics. Yale University Press, New Haven, CT, 1902.
6. H. G. Kilian, M. Koepe, V. I. Vettegren, Progress in Colloid and Polymer Science, 2001, p. 172.
7. Х. Г. Килиан, В. И. Веттегрень, В. Н. Светлов, Физика твердого тела. 2001, 43. с. 2107-2111.
8. А.Г.Сырков, Н.Р. Прокопчук, И.В. Плескунов, Нанозифика и наноматериалы: Сборник научных трудов Международного симпозиума, посвященного 110-летию В.Б. Алесковского и 115-летию Л.А. Сена, Санкт-Петербург, 23–24 ноября 2022 года. – СПб: Санкт-Петербургский горный университет. 2022. с. 8-20.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК Zn И Cu НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Mg

Т.М. Марданшина, О.А. Яковцева, З.С. Тураева, А.В. Михайловская

«НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия

Email: t.mardanshina@mail.ru

Сплавы системы Al-Mg широко используются для сверхпластической формовки из-за их высокой прочности, коррозионной стойкости и хорошей формуемости. Получение изделий сложной геометрической формы за одну технологическую операцию возможно благодаря явлению сверхпластичности, за счет которого обеспечивается стабильное течение и достигаются большие удлинения без образования шейки из-за высокой чувствительности напряжения течения к скорости деформации. Сверхпластическая формовка в промышленности занимает большое количество времени из-за низких скоростей деформации,

следовательно, повышение скорости является одной из проблем, которую возможно решить с помощью разработки новых сплавов. Для возможности получения новых сплавов с повышенными свойствами важно изучать механизмы сверхпластической деформации, изменение которых при деформации позволяет ускоренно протекать процессу формовки.

Целью данного исследования было определение взаимосвязи между составом твердого раствора, эволюцией микроструктуры и вкладами действующих механизмов при сверхпластической деформации сплавов на основе системы Al-Mg. В работе были изучены структурные изменения при деформации в сплавах системы Al-Mg-Mn-Zr с добавкой Zn/Cu.

Объекты исследования обозначены AlMgMnZrCu и AlMgMnZrZn соответственно. Сплавы получены в лабораторной индукционной печи в графито-шамотных тиглях. Температура расплава перед разливкой составляла 770–780°C. Разливку расплава слитков осуществляли в медную водоохлаждаемую изложницу. Для сплавов была выбрана следующая технологическая схема получения листов с учетом температуры плавления:

- 1) Трёхступенчатый гомогенизационный отжиг при 350°C в течение 32 ч, при 420°C в течение 4 часов и затем 480°C, 6 часов;
- 2) Горячая деформация при 420°C с толщины 20 мм до 10 мм;
- 3) Промежуточная закалка в воде;
- 4) Холодная деформация с 10 до 6 мм;
- 5) Гетерогенизация при 220°C в течение 32 часов;
- 6) Холодная прокатка листов до конечной толщины листа 1 мм.

Микроструктуры литых образцов, образцов после всех ступеней отжига, после прокатки, до, в процессе и после сверхпластической деформации изучали с помощью светового микроскопа Axiovert в поляризованном свете.

Структура сплавов после отжига, имитирующего нагрев до температур сверхпластической деформации представлена в основном алюминиевым твердым раствором. После отжига холоднокатанных листов при температурах 400–520°C сплавы имеют микроструктуру со средним размером зерна 10–12 мкм (рисунок 1).

Для определения оптимальной скорости деформации проводили испытания со ступенчатым повышением скорости деформации. Начальная скорость деформации равна $1 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, конечная – $0,2 \text{ с}^{-1}$. Температура испытаний зависела от температуры плавления сплавов, шаг изменения температуры 20°C. Испытания проводили на разрывной машине *Walter Bai LFM-100* с программным управлением Dion-Pro при температурах 460–520°C (рисунок 2).

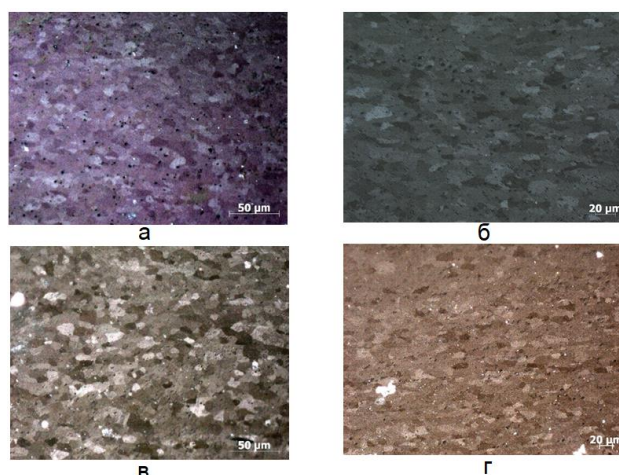


Рисунок 1. Микроструктура образцов сплавов AlMgMnZrZn (а, в) и AlMgMnZrCu (б, г) после отжига при температурах 400 (а, в), 520°C (б, г).

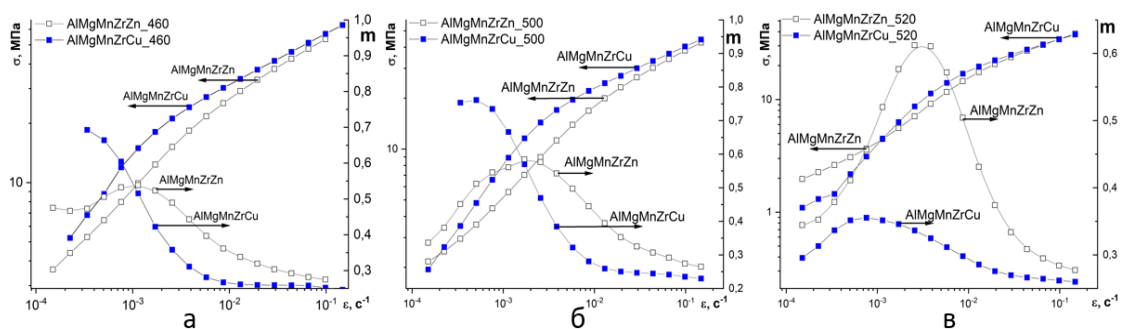


Рисунок 2. Зависимости напряжения и показателя скоростной чувствительности m от скорости деформации для сплавов $AlMgMnZrZn$ и $AlMgMnZrCu$: а) $460^{\circ}C$; б) $500^{\circ}C$; в) $520^{\circ}C$.

Зависимости напряжения течения от скорости деформации имеют сигмоидальную форму в логарифмических координатах, характерную для сплавов проявляющих сверхпластичность. Максимальные значения показателя скоростной чувствительности m достигают 0,6–0,8, с увеличением температуры максимум m сдвигается в сторону больших скоростей деформации.

Проводили испытания с поддержанием постоянной скорости деформации $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, по результатам которых строили графики зависимости напряжения от относительного удлинения (рисунок 3).

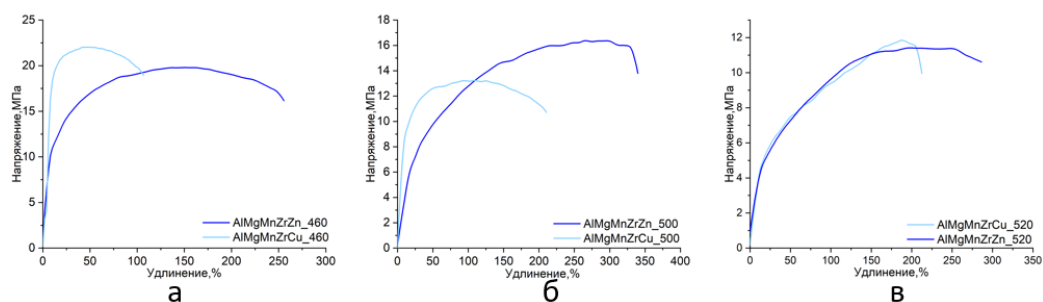


Рисунок 3. Зависимости напряжения от удлинения при $2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$: а) $460^{\circ}C$; б) $500^{\circ}C$; в) $520^{\circ}C$.

При скорости $2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ и температурах $460\text{--}480^{\circ}C$ сплав с медью не сверхпластичен с удлинением менее 200%, сплав с цинком демонстрирует чуть лучшие свойства—250%. При повышении температуры до $500\text{--}520^{\circ}C$ сплав с цинком проявляет признаки сверхпластичности с относительным удлинением 350%, тогда как сплав с медью при схожем напряжении течения демонстрирует удлинения чуть выше 200%. Таким образом из-за более крупного размера зерна сверхпластические свойства в сплаве с медью хуже, чем в сплаве с цинком.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 23-79-01155.

КАЛИБРОВКА НИЗКОЧАСТОТНЫХ ШАХТНЫХ ДАТЧИКОВ И МЕТОДИКА ВЫДЕЛЕНИЯ СИГНАЛОВ АЭ НА ФОНЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ПОМЕХ

Х.Ф. Махмудов

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

E-mail: h.machmoudov@mail.ioffe.ru

Совершенствование и применение фундаментальных и натуральных исследований параметров упругих волн для аналитической оценки геомеханической устойчивости и

безопасности эксплуатации различных крупномасштабных подземных сооружений, таких как хранилища опасных отходов, тоннели и резервуары сжиженного газа остаётся актуальными. Основным методом исследования является анализ импульсов акустической эмиссии (АЭ), которая широко применяется для изучения процесса предразрушения (зарождения и накопления микроскопических трещин) в гетерогенных материалах, таких как горные породы [1-4]. Исследование распространения акустического импульса (АИ) в горных породах и бетонах с заданными структурными и механическими характеристиками подробно рассмотрено в работе [5-8]. В примененной методике скорость распространения АИ определяется по первому вступлению сигнала на приемный широкополосный пьезодатчик, регистрирующий импульсы в широком диапазоне частот [9]. Измеренное значение скорости АИ для горной породы и бетонного слоя хорошо согласуется с расчетами, на основе известных формул теории упругости (во втором случае — с учетом геометрии слоя) [10].

Основа калибровки — это сопоставление зарегистрированных сигналов от пьезодатчика с эталонными сигналами, полученными методом фотоупругости для таких же условий возбуждения поля упругих колебаний в эталонном образце. Возбуждение производилось ударом шарика 2,3 мм о поверхность стеклянной призмы 40 x 40 x 200 мм. Метод фотоупругости позволяет регистрировать неискаженную форму сигнала и измерять амплитуду упругих волн в единицах механического напряжения (Па) [5]. В данном случае регистрация пьезопленочным датчиком производилась без предусиления (Рис.1).

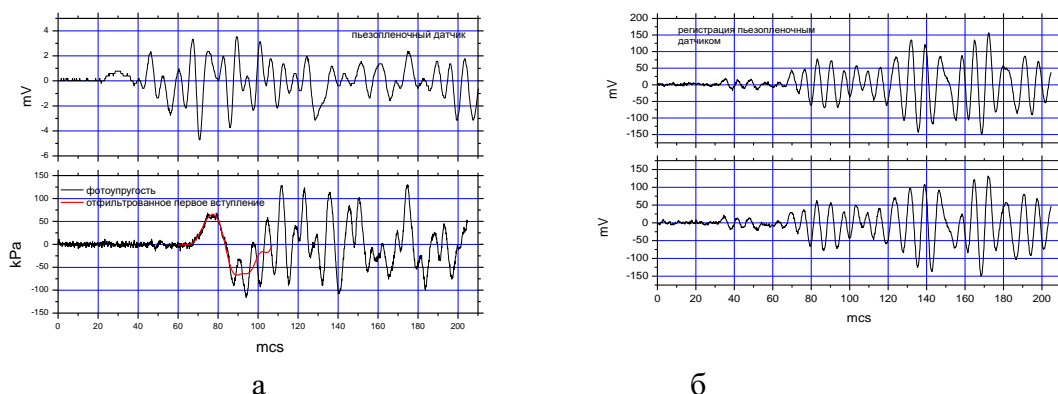


Рис.1. Сопоставление сигналов с пьезопленочного датчика с эталонными сигналами (а), полученными при регистрации методом фотоупругости (б).

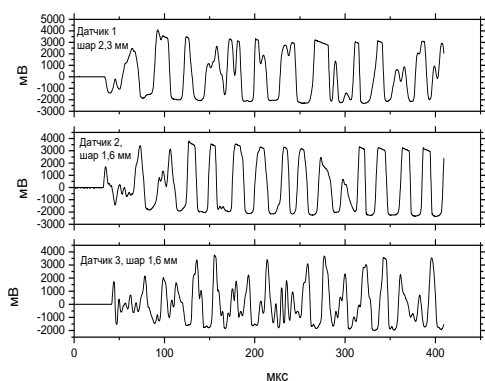


Рис.2

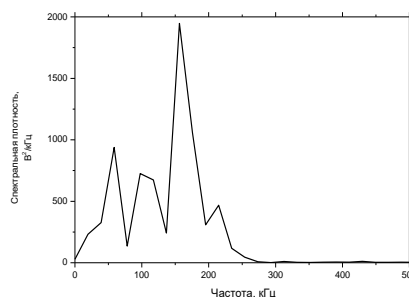


Рис. 3

Рис.2. Сигналы с шахтных датчиков 1, 2, 3.

Рис.3. Спектр собственных частот датчика 3, который использовался в полевых измерениях.

Калибровка низкочастотных «шахтных» датчиков (для установки в шпурах) без преусилителя (удар о поверхность призмы 190 x 240 x 240 мм 1,6 мм). Во втором случае удар шариком диаметром 2.3 мм о поверхность призмы 190 x 240 x 240 мм. Регистрация шахтных датчиков 1, 2, 3., (рис 2) производилась с преусилением.

На рисунке 3 показан спектр собственных частот датчика 3, который использовался в полевых измерениях подземных сооружений ГХК. В работе [10] также изучены некоторые аспекты «Измерения акустических свойств бетонной обделки и горного массива в районе скважины», «Анализ скоростей распространения акустических волн в бетонной обделке», «Измерения акустических свойств горного массива в новой выработке без закрепления бетонной обделкой», «Анализ скоростей распространения акустических волн в массиве горных пород».

Для измерения энергии источника АС в абсолютной шкале единиц (Дж) по регистрируемому АС в лабораторных условиях был проведен анализ энергетического баланса "источник АС" - "передающая среда" - "приемник АС" с применением аппарата спектрального анализа. В эксперименте измерялась доля механической энергии, затраченной на возбуждение упругой волны, и независимо измерялось напряжение в упругой волне, по которому рассчитывалась энергия волны. Также оптимизирована методика определения координат источника АС для сред с переменным полем скоростей и предложен способ ее адаптации к условиям подземных сооружений предприятия Госкорпорации «Росатом».

Список литературы

1. Davidsen, J., Stanchits, S., Dresen, G. . Phys. Rev. Lett. 2007. V. 98, P. 125502.
2. Куксенко В. С., Махмудов Х. Ф., Манжиков Б. Ц. // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых, 2010, №4, с. 29-40.
3. Лукичѳв С. В., Наговицын О. В., Семенова И. Э., Белгородцев О.В. // Горный журнал, 2015, № 8, с. 53-58.
4. Махмудов Х. Ф., Менжулин М. Г., Захарян М. В., Султонов У., Абдурахманов З. М. Журнал Технической Физики, 2015, Т.85, вып. 11, с. 79-85.
5. Петров В.А., Пикулин В.А., Розанов А.О., Савельев В.Н., Станчиц С.А. Способ определения энергии сигнала акустической эмиссии в твердом теле.-Патент Российской Федерации № 2037821, 1995.
6. Потанина М. Г., Смирнов В. Б., Пономарев А. В., Бернар П., Любушин А. А., Шозиѳев Ш. П. // Физика Земли, 2015, №2. с. 126.
7. A. Carpinteri, G. Lacidogna., N.. Sound and Vibration. Stockholm, 7-10 July, 2003.
8. Куксенко В. С., Томилин Н. Г., Махмудов Х. Ф., Бенин А. В. // Письма в Журнал технической физики, 2007, Т. 33, №2, с. 31-35.
9. Носов В. В., Бураков И. Н. // Дефектоскопия, 2004, N 2 с. 53-61.
10. Савельев В. Н., Махмудов Х. Ф. Журнал технической физики. 2020. Т. 90. № 1. С. 143-148. DOI: 10.21883/JTF.2020.01.48676.74-19

МЕХАНИЧЕСКИЕ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА, НА ОСНОВЕ ПОЛИСУЛЬФОНА

Мохаммад Хуссом, А.А. Степашкин

Университет науки и технологий МИСИС. г. Москва

E-mail: Hussam.mhd22@gmail.com, a.stepashkin@misis.ru

Широкое использование полимерных материалов в технике обусловлено сочетанием их низкой плотности, хорошим соотношением прочностных, деформационных, тепловых, электрических и других эксплуатационных характеристик которое может быть получено исходя из предполагаемых условий эксплуатации изделий. Использование

функциональных наполнителей является одним из инструментов управления свойствами получаемых полимерных композиций.

Композиционные материалы состоят как минимум из двух частей: матрицы и наполнителей. В качестве материала матрицы наряду с полимерными материалами могут использоваться различные керамики, металлы, углерод. [1-2].

Наполнители в широких пределах могут изменять свойства композиционных материалов, как повышая их упруго-прочностные характеристики, так и обеспечивая улучшение эксплуатационных свойств таких как пониженная горючесть, трибологические, электрические, теплофизические, адгезионные и другие свойства) [3-4].

Получение высоких проводящих характеристик в полимерных материалах подразумевает использование высоких наполнений, однако перерабатываемость таких смесей ограничена возможностями оборудования и как правило не превышает 20-30 масс.%. Малые уровни наполнения, ниже порога перкаляции практически не влияют на проводимость полимерных материалов.

Использование технологии введения наполнителей в раствор полимера с последующей сушкой и термопрессованием позволяет получать изделия содержанием наполнителя – до 80 масс.%. [5].

В качестве материала матрицы в настоящем исследовании был выбран полисульфон (ПСФ) марки Ultrason S 2010 (BASF, Людвигсхафен, Германия), обладающий исключительно высокой термостойкостью. Для получения тепло- электропроводных композитов были использованы терморасширенный графит, искусственный графит (ИГ) марки ГМЗ со средним размером около 50 мкм и порошки природного графита (НГ) с размером частиц ПГ около 200 мкм (ГЛ- 1 ГОСТ 5279-74 - Тайгинский ГОК, г. Кыштым, Россия). Путем интеркалирования природного графита серной кислотой был получен терморасширенный графит. Технический углерод (ТУ) марки П-234, который хорошо распределен и хорошо структурирован, с большой удельной площадью поверхности и размером частиц 20–30 нм,.

Поверхность излома композита исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии (SEM, TESCAN VEGA, Брно, Чехия) с целью оценки дисперсности частиц графита.

На основе измерений температуропроводности, выполненных методом лазерной вспышки (согласно ASTM E1461) на нанофлеш-устройстве Netzsch LFA447, была рассчитана теплопроводность образцов в двух направлениях в плоскости прессования и перпендикулярно ей.

Электропроводность предлагаемых материалов исследовали с использованием прямоугольных образцов размерами 10x2x2 мм, а также установки для измерения электропроводности и термоЭДС (АЛКГТ-1 (ООО «КРИОТЕЛ»), Москва, Россия).

Были проведены испытание на трехточечный изгиб в соответствии со стандартами ASTM D790 и ISO 178:2019. Для проведения испытаний использовали универсальную испытательную установку Zwick Roell Zwick/Roell (Group, Ульм, Германия), на образцах прямоугольного сечения 80×10×3 мм.

Высокое содержание наполнителя позволило нам достичь высокой теплопроводности и электропроводности.

Максимальная теплопроводность композита на основе ПСФ, наполненного 70 мас.% ПГ, 70 мас.% ИГ и 70 мас.% ТРГ, достигла 17,47 Вт/м·К, 3,45 Вт/м·К и 4,75 Вт/м·К, соответственно, в то время как электропроводность составляла около 52,9 См/см, 17,4

См/см, 3,846 См/см для композита, наполненного 70 мас.% ПГ, 70 мас.% ИГ и 70 мас.% ТРГ, соответственно.

Теплопроводность полимера была увеличена за счет добавления технического углерода в качестве наполнителя и составила около 0,28 Вт/м. К. Однако мы используем лишь небольшое количество ТУ из-за его высокой склонности к агломерации при использовании значительных количеств наноматериалов.

Чтобы увидеть влияние использования гибридных наполнителей в композиционном материале на тепло- и электропроводность, мы изучили влияние использования 2 мас. % и 4 мас. % ТУ с 30 мас. % и 70 мас.%. % ПГ и ИГ.

В случае использования в качестве наполнителей ТУ+ПГ мы видим, что электропроводность композита увеличилась в 2 раза при использовании в качестве наполнителей 30 мас. % ТУ+ПГ. В случае использования 70 мас. % (ТУ+ПГ) мы видим, что улучшение было не таким уж большим, и это связано с уменьшением содержания ПГ в матрице и влиянием ХБ, который хорошо диспергирован в матрице. В случае использования ТУ+ИГ в качестве наполнителей не наблюдается увеличения электропроводности за счет уменьшения содержания ИГ в композите.

Чтобы изучить влияние введения содержания наполнителя на плотность и теплопроводность композита, мы измерили плотность композита методом гидростатических испытаний. Дать более развернутое описание, рассмотреть результаты во взаимосвязи с плотностью.

Посмотреть можно ли включить фотографии структуры, заменить изгиб на сжатие,

Можно сделать вывод, что условия приготовления композита, а именно давление, которое применялось в технологии пробоподготовки, оказали существенное влияние на плотность композита, позволив композитам иметь более высокие значения электропроводности и теплопроводности. Кроме того, теплопроводность композита выросла вместе с содержанием наполнителя.

Список литературы

1. Qiyang Zhang, Bo-Yuan Zhang, Bao-Hua Guo, Jian Yu, and Zhao-Xia Guo, *Compos Sci Technol*, vol. 179, pp. 106–114, 2019.
2. J. Liu, D. Hui, and D. Lau, *Nanotechnology Reviews*, vol. 11, no. 1. De Gruyter Open Ltd, pp. 770–792, Jan. 01, 2022. doi: 10.1515/ntrev-2022-0041.
3. A. Bhat *et al.*, *Nanotechnol Rev*, vol. 10, no. 1, pp. 237–253, Jan. 2021, doi: 10.1515/ntrev-2021-0018.
4. R. A. Antunes, M. C. L. De Oliveira, G. Ett, and V. Ett, *J. Power Sources*, vol. 196, pp. 2945–2961, 2011.
5. Yuan-Xiang Fu, Zhuo-Xian He, Dong-Chuan M, and Shu-Shen Lu, *International Journal of Thermal Sciences*, vol. 86, pp. 276–283, 2014.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ НА ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНОВ МЕТОДОМ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ

В.С. Олешко

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),
Москва, Россия

E-mail: oleshkovs@mai.ru

Перспективным методом неразрушающего контроля деталей машин является метод контактной разности потенциалов. Метод контактной разности потенциалов основан на сравнении работ выхода электронов из контролируемого и эталонного металлов. Измерить

контактную разность потенциалов и определить работу выхода электронов из контролируемого металла позволяет разработанное нами устройство [1].

Значительное влияние на величину работы выхода электронов из контролируемого металла оказывают покрывающие его оксиды. Оксиды представляют собой полупроводники или диэлектрики и характеризуются малой концентрацией электронов в них. Соответственно оксиды являются барьером на пути электронов к поверхности металла, тем самым увеличивая работу выхода электронов из металлов (уменьшая на практике контактную разность потенциалов).

Целью работы является количественная оценка влияния оксидов металлов на величину работы выхода электронов из них.

На основании справочных данных [2, 3] был проведён анализ величин работ выхода электронов чистых металлов и их оксидов. Было установлено, что работы выхода электронов из металлов и их оксидов связаны между собой с коэффициентом парной корреляции 0,93, который по шкале Чеддока характеризует их связь как весьма высокую. Проведённый регрессионный анализ величин работ выхода из металлов ϕ_m и их оксидов ϕ_o с коэффициентом $R^2=0,86$ позволил нам разработать формулу, эВ:

$$\phi_m=0,759\phi_o+0,7697. \quad (1)$$

Считаем, что разработанная нами формула (1) может быть использована для более точного определения величины работы выхода электронов из металлов, покрытых оксидами. Полученный результат позволит повысить эффективность неразрушающего контроля металлических деталей машин методом контактной разности потенциалов.

Список литературы

1. Патент РФ на изобретение № 2717747. Оpubл. 25.03.2020. Бюл. № 9.
2. Физические величины / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991.
3. Электронный ресурс: CRC Handbook Of Chemistry And Physics 97th Edition. 2016. P. 2197. URL: <https://archive.org/details/CRCHandbookOfChemistryAndPhysics97thEdition2016/page/n2197/mode/2up>. Дата обращения: 30 января 2024 г.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

И.Е. Пермякова

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия

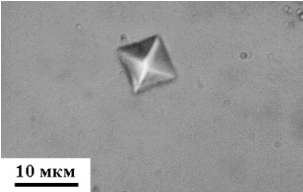
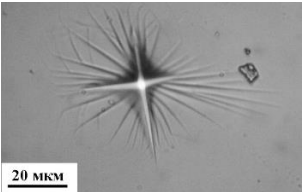
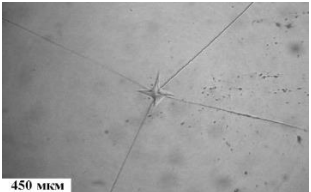
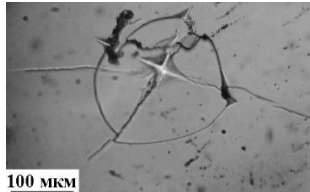
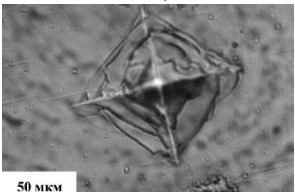
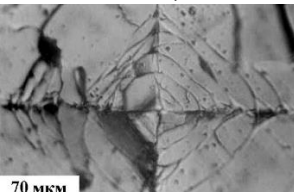
E-mail: inga_perm@mail.ru

Для аморфных сплавов (АС) систем Co-Fe-Cr-Si-B, Fe-Ni-B, Fe-Cr-B изучены особенности видоизменения картин деформации и разрушения после индентирования в соответствии со сменой их структурных состояний при отжиге. Термически обработанные образцы лент АС предварительно фиксировали на эластичную подложку – клей «Момент», а подложка крепилась на металлическую пластину. Индентирование АС осуществлялось микротвердомером ПМТ-3 в диапазоне нагрузок 0.3-2 Н. Все исследованные АС имеют схожую морфологию деформации и разрушения после локального нагружения по мере перехода из аморфного состояния в кристаллическое (табл. 1).

После индентирования максимальной нагрузкой $P = 2$ Н определена температура отжига T_{cr} , при которой в образцах АС формируются и распространяются первые трещины с вероятностью не меньше 0.5: $T_{cr} = 628$ К. Установленная T_{cr} на эластичной подложке является фактически температурой вязко-хрупкого перехода АС $T_f = 613$ К, которая близко

совпадает со данными при испытаниях на изгиб. По результатам ДСК температура кристаллизации АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ $T_{\text{crys}} \approx 803$ К.

Таблица 1. Атлас картин деформации и разрушения АС $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ при индентировании на эластичной подложке.

Температуры, К	Морфология, описание	
$T_{\text{ком}} < 613$ К	$T_{\text{ан}} = 573$ К, $P < 100$ г 	$T_{\text{ан}} = 573$ К, $P \approx 100-200$ г 
613 К $\leq T_{\text{ан}} \leq 748$ К	$T_{\text{ан}} = 673$ К, $P = 120$ г 	$T_{\text{ан}} = 728$ К, $P = 100$ г 
748 К $< T_{\text{ан}} \leq 803$ К	$T_{\text{ан}} = 773$ К, $P = 110$ г 	$T_{\text{ан}} = 800$ К, $P = 130$ г 

Сопоставив морфологический атлас поверхности отожжённого АС после индентирования (табл. 1) с результатами структурных изменений (рис. 1), можно выделить три температурных диапазона, при переходе от одного к другому происходит смена характерных картин деформирования и разрушения, что является следствием протекающих процессов структурной релаксации и последующей кристаллизации:

- 1) При $T_{\text{ком}} < T_f$ АС демонстрируют уникальную пластичность, когда максимальная нагрузка на индентор может вызвать проявление только локализованной пластической деформации в виде полос сдвига (ПС) вокруг отпечатка.
- 2) Интервал $T_f \leq T_{\text{ан}} \leq T_{\text{sb}}$ является переходным, т.к. при более низких температурах не образуются трещины (для $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ температура вязко-хрупкого перехода $T_f = 613$ К), а при более высоких – нет полос сдвига (температура полного исчезновения ПС для $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ $T_{\text{sb}} = 748$ К). В данном интервале температур АС находится всё ещё в аморфном, но охрупченном состоянии по причине явления вязко-хрупкого перехода. Именно поэтому наблюдаются масштабные радиальные и кольцевые трещины, а также отколы.
- 3) Интервал $T_{\text{sb}} < T_{\text{ан}} \leq T_{\text{crys}}$ соответствует окончательной трансформации АС в кристаллическое состояние (для $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ $T_{\text{crys}} = 803$ К). Его отличительной

чертой является формирование достаточно симметричных картин разрушения, состоящих из квадратных сеток трещин, вложенных друг в друга.

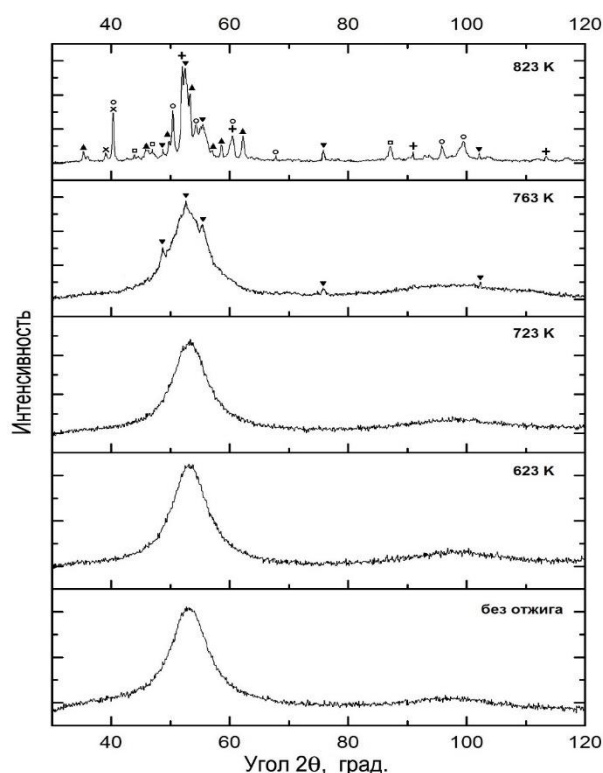


Рисунок 1. Рентгеновские спектры АС $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$ после отжига:

- ▼ – α -Co,
- + – β -Co,
- – Co_2B ,
- ▲ – Co_2Si ,
- – Co_4B ,
- × – Co_3B .

Таким образом, проведение индентирования лент АС на эластичной подложке позволяет осуществить экспресс-оценку их структурного состояния, вследствие того, что образующиеся под индентором картины деформации и разрушения, как показали исследования, весьма структурно-чувствительны и имеют характерные отличительные черты в определённых температурных диапазонах отжига.

КОМПЛЕКСНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МНОГОКОМПОНЕНТНОГО БЕТОНА

А.В. Пузатова, А.О. Товпинец, А.Д. Когай, М.А. Дмитриева

Балтийский федеральный университет имени Иммануила Канта, г. Калининград, Россия

Email: a.v.puzatova@gmail.com

Качество композиционных строительных материалов на основе цемента и долговечность строительных конструкций с их применением во многом определяется структурой материала, которая формируется в процессе твердения. Бетон, являясь искусственным каменным строительным материалом, представляет собой твердое тело с гетерогенной структурой, механические и деформативные свойства которого зависят от всех составляющих его компонентов. Исследователи выделяют три типа структуры бетона: микроструктуру, представленную цементным камнем, мезоструктуру, представленную цементно-песчаным раствором, и макроструктуру, представленную единой системой из цементно-песчаного раствора и заполнителя [1].

На микроуровне прочность определяется структурой цементного камня, состоящего из твердой фазы (продукты гидратации), жидкой (вода) и газообразной (поры). Газообразная фаза представлена порами различного ранга [2], состоящих из гелевых пор, являющихся промежутками между частицами гидросиликатной составляющей кристаллогидратной связки, контракционных или «промежуточных» пор, находящихся в

интервале между частицами крупнокристаллических продуктов гидратации, и капиллярных пор – частей объема цементного камня, не заполненного продуктами гидратации. На мезо- и макроуровне свойства бетона определяются контактной зоной между цементным камнем и зернами песка и заполнителя, генетической структурой зерен песка и заполнителя и состоянием их поверхности, а также физико-химической совместимостью заполнителей с продуктами гидратации цемента. Помимо пор в цементном камне структура бетона содержит пустоты в контактной зоне, а также макропоры размером от 10 мкм в виде вовлеченного воздуха, появление которых обусловлено технологическими процессами приготовления бетонной смеси.

Помимо общего присутствия пор в структуре материала, на прочность бетона влияют такие факторы, как разноразмерность пор, неупорядоченность их распределения в объеме, геометрическая конфигурация пор, наличие в твердой фазе начальных дефектов, способствующих развитию микротрещин, соотношение размера пор по отношению к размеру начальных дефектов и объемное насыщение таких дефектов.

Таким образом, пористость является основным дефектом структуры бетона. Для формирования свойств бетона, удовлетворяющих эксплуатационным требованиям, необходимо проводить комплексную оценку этого параметра, исследовать формирование структуры в процессе твердения. Это можно сделать путем изучения структуры с помощью рентгеновского компьютерного томографа, который позволяет получить снимки внутренней структуры образца на всех стадиях твердения бетона, не повреждает структуру исследуемого образца и дает возможность подсчитать количественные характеристики пор по всему объему образца. Применение компьютерной томографии в сочетании с определением прочностных характеристик дает развитие нового метода комплексной оценки структуры и свойств материалов на основе цемента. Комплексный метод оценки структурных характеристик проводится в 2 этапа: определение прочности образцов в начальный период твердения и проведение анализа структуры на рентгеновском компьютерном томографе. Материалом для проведения исследований принят состав многокомпонентного мелкозернистого бетона, модифицированного механической активацией компонентов [3].

Определение прочности на начальном этапе твердения. Для выявления зависимости и оценки влияния формирующейся структуры на прочность мелкозернистого бетона были проведены поэтапные измерения данного параметра в первые 30-90 минут от начала затворения смеси. Смесь укладывается в формы с размером ячеек 20x20x20 мм, спустя 30 минут проводится определение начальной прочности на испытательной машине Instron ElectroPuls 1000 с максимальной нагрузкой 1 кН. Каждые три образца образуют серию, интервал между первыми образцами в серии составляет 15 минут. Таким образом, отслеживается эволюция прочностных характеристик образцов в период формирования прочной структуры.

Изучение структуры методом компьютерной томографии. Исследуемая смесь сразу после изготовления помещается в цилиндрический контейнер, обеспечивающий сохранение внутренней структуры материала. Проводится съемка каждого образца на этапе твердения в период времени, аналогичный прочностным испытаниям. Так как в процессе съемки в томографе на изображениях могут возникнуть артефакты и шумы, требуется дальнейшая обработка изображений с применением сглаживающих фильтров. Далее происходит выполнение алгоритмов глобальной и локальной сегментации с целью определения пороговых значений соответствия между цветовыми пикселями в градации серого, относящиеся к тому или иному материалу в образце, и их числовым значением от 0 до 255. Полученные массивы данных загружаются программное обеспечение, позволяющее визуализировать исследуемый образец в виде сегментированной 3D модели (рис.1), по которой реализуется подсчет статистических данных об элементах структуры образцов.

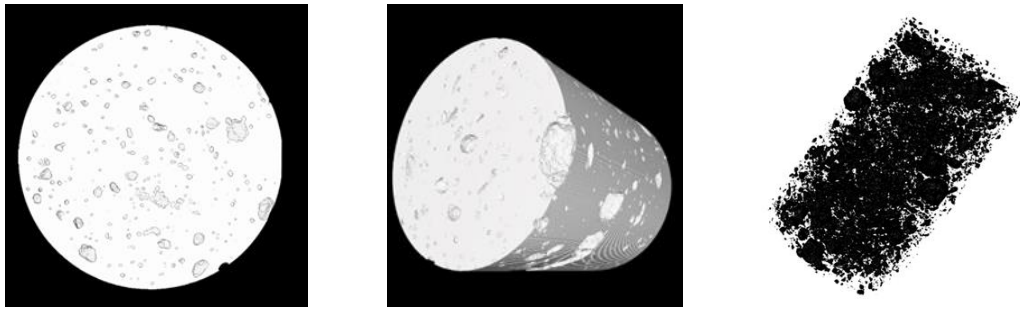


Рисунок 1. Смоделированный вид объема образца на основе сегментированных снимков

Развитый комплексный метод оценки структурных характеристик мелкозернистых многокомпонентных бетонов, сочетающий неразрушающий метод компьютерной томографии и непосредственную оценку прочности на сжатие образцов бетонов различных составов, позволяет изучать формирование структуры в начальный период твердения и эффективно оценивать влияние модифицирующих добавок на свойства бетонов.

Список литературы

1. Е.В. Королев, Особенности структуры цементного камня и бетона // Инновации и инвестиции, 2017, №8, с.150-156.
2. В.С. Данюшевский, К.А. Джабаров, Три вида пор в цементном камне // Неорганические материалы, 1974, Т.10, №2, с.354-357.
3. Наномодифицированный мелкозернистый бетон для аддитивных технологий / В. Н. Лейцин, М. А. Дмитриева, А. В. Пузатова [и др.] // Современные строительные материалы и технологии: Сборник научных статей, Калининград, 25–28 мая 2021 года / Под редакцией М.А. Дмитриевой. Том Выпуск 4. Калининград: Балтийский федеральный университет имени Иммануила Канта. 2023, с. 113-120.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ И РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТНЫХ ПЛАСТИН С СИСТЕМОЙ ОТВЕРСТИЙ

Е.М. Струнгарь

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Центр экспериментальной механики

Email: sem.spaskova@mail.ru

Широкое использование полимерных композитов во всех областях аэрокосмической, электронной, автомобильной энергетики и машиностроения дает ряд преимуществ при использовании по сравнению с металлами. Для гражданской авиационной промышленности соединение композитных элементов в конструкции осуществляется с помощью механического закрепления. Для этого процесса требуется большое количество просверленных отверстий для позиционирования заклепок и болтов. Сборка осуществляется с помощью крепежных элементов. Для изотропных материалов, таких как сталь, болтовые соединения часто предпочтительнее из-за их практичности в конструкции. Однако из-за анизотропной и хрупкой природы материалов в композитах напряжения, вызванные болтами, перераспределяются по-разному, влияя на предполагаемые предельные состояния. В конструкциях, где композитные компоненты соединяются болтовым соединением [1], часто требуется введение многозаходных отверстий, необходимо проводить параметрический анализ напряжений с учетом множества вариаций конфигурации отверстий [2-4].

В данной работе проведены испытания на растяжение перфорированных образцов из стеклотекстолита на основе совмещенных эпоксидной и фенолформальдегидной смол с целью изучения процессов накопления повреждений и разрушения при растяжении. Видеосистема Vic-3D используется для оценки развития повреждений и неоднородности локализации деформации вовремя нагружения [5-7]. Анализ поверхности образцов проводился с помощью микроскопа DinoLite. В работе получены механические свойства композитов. Значительное снижение прочности происходит из-за наличия круглого отверстия в материале, хотя дополнительные отверстия не усугубляют этот эффект. Проанализированы картины разрушений перфорированных образцов, отмечены разные «пути» разрушения. Проведено сравнение полей деформаций, полученных на основе применения трехмерной цифровой оптической системы, с конфигурацией полей деформаций, построенных в результате численного моделирования методом конечных элементов (рисунок 1). Выявлено, что поля деформаций для разных схем открытых отверстий количественно и качественно подобны и совпадают.

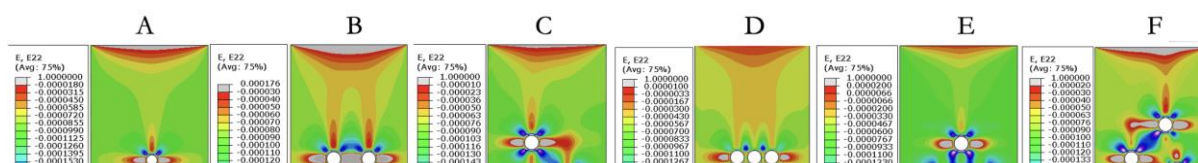


Рисунок 1. Сравнение расчетных и экспериментальных полей деформаций ϵ_{xx}

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 22-79-00113 (<https://rscf.ru/project/22-79-00113/>).

Список литературы

1. Xutong Z., Junfeng H., Rui Q., Yifan W., Sudong Y., Yinyuan H., Zhou C., Dingding C., Siqi Z., Felix E., Jingxuan M., Wenlong L. Results in Physics. – 2023. – V. 46.
2. Oudad W., Bouzitouna W.N., Noureddine D., Mohamed B. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2023.
3. Donald C., Kent A. H., Andrew J. B. Engineering Structures. – 2015. – V. 95. – P. 8–15.
4. Chen F., Jin X. Proceedings of the 10th Chinese Society of Aeronautics and Astronautics Youth Forum. – 2023.
5. Strungar E. M., Wildemann V. E. Frattura ed Integrità Strutturale, 53 (2020), 406-416.
6. Strungar E. M., Lobanov D.S. Frattura ed Integrità Strutturale, 54 (2020), 56-65.
7. Lobanov D. S., Strungar E. M., Zubova E. M., Wildemann V. E. Russian Journal of Nondestructive Testing, 2019, Vol. 55, No. 9, pp. 631–638

УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ

Д.В. Таров¹, П.С. Татарinov², В.П. Татарinov², С.В. Дмитриев^{3,4}

¹ Уфимский университет науки и технологий, Респ. Башкортостан, Уфа

² Мирнинский политехнический институт (филиал) Северо-Восточного федерального университета, Респ. Саха (Якутия), Мирный

³ Институт проблем сверхпластичности металлов, Респ. Башкортостан, Уфа

⁴ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург 199178, Россия

E-mail: tarovdv@gmail.com

Изучение влияния электромагнитных полей (ЭМП) и, в частности, импульсного тока на пластическую деформацию металлов углубляет представления о физической природе твердых тел и о физических возможностях управления формообразованием твердых тел. На этом пути уже имеются выходы в практические промышленные технологии в области обработки металлов давлением [1].

Для проведения исследований влияния импульсного тока на пластическую деформацию металлов была спроектирована и построена экспериментальная установка (рисунок 1).

Общий вид экспериментальной установки для исследования электропластичности металлов приведен на рисунке 1, где 1 - исследуемый образец, 2 – подвес, 3 – груз, 4 – индикатор перемещений, 5 - электрический блок, содержащий батарею конденсаторов и умножитель напряжения, 6 - проводник большого сечения, 7 - цифровой вольтметр, 8 - тепловизор марки SAT-G90-5, 9 - трансформатор тока, заключенный в экранирующую оболочку, 10 - цифровой осциллограф марки АКИП-4115/3А, 11 - осциллографическая USB приставка, 12 - персональный компьютер.

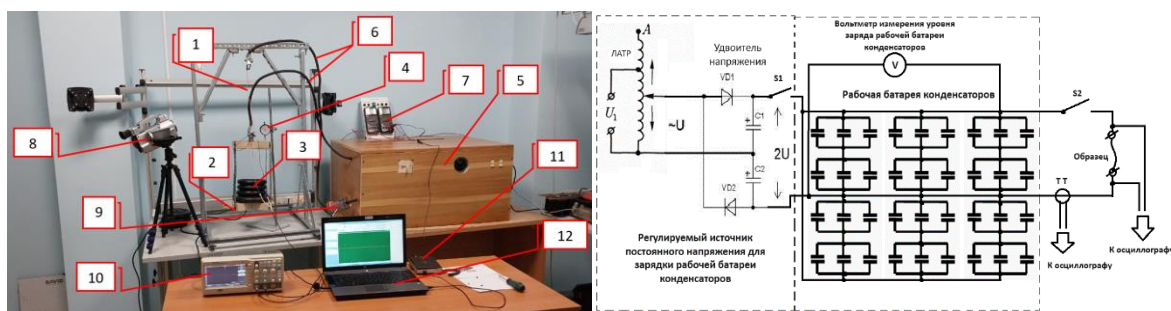


Рисунок 1. Фотография общего вида и принципиальная электрическая схема экспериментальной установки.

Для проведения эксперимента по воздействию импульсного тока на исследуемый образец, после зарядки рабочей батареи конденсаторов до нужного уровня напряжения и отключения выключателя S1, рабочую батарею конденсаторов разряжают через образец, замыкая выключателем S2. Одновременно контролируется падение напряжения и ток через образец. Ток фиксируется с помощью трансформатора тока (ТТ), отклик которого подается на вход осциллографа, а падение напряжения на исследуемом образце через делитель тоже подается на вход осциллографа.

Для С.В.Д. работа поддержана Российским научным фондом (грант 23-11-00364).

Список литературы

1. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д., Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). М: Институт компьютерных исследований. 2004.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА С ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ДЕФЕКТАМИ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Е.А. Чеботарева, Д.С. Лобанов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Центр экспериментальной механики

Email: sem.chebotareva@mail.ru

Исследования материалов из углепластика имеют большое значение для развития различных отраслей промышленности и технологий. Новые разработки в этой области позволяют создавать более легкие, прочные, долговечные и функциональные материалы, которые могут использоваться в различных областях, от аэрокосмической промышленности до медицины. При изготовлении изделий из углепластика следует учитывать их технологические особенности, которые различаются на разных этапах

производства. Для всестороннего и эффективного контроля качества продукции необходимо применять комплексный и многогранный анализ. Такой анализ предполагает использование различных измерительных и аналитических систем, позволяющих выявлять как технологические дефекты, так и их влияния на механические свойства и конструкционные особенности изделий [1-5].

Были проведены серии испытаний на сдвиг в плоскости образцов углепластика без дефектов и с дефектом коробление слоя. По результатам испытаний на сдвиг в плоскости при использовании системы регистрации акустической эмиссии были построены диаграммы зависимости параметров сигналов от времени, совмещенные с графиком нагружения образцов без дефектов и с внутренними технологическими дефектами. В качестве параметров использовались энергетический параметр сигналов АЭ, кумулятивная энергия, количество сигналов АЭ, пиковые амплитуды сигналов (рисунок 1) и пиковые частоты сигналов АЭ (рисунок 2). С помощью системы регистрации сигналов акустической эмиссии были сделаны выводы о влиянии внутренних дефектов на свойства композитов при испытаниях на сдвиг. Выявлены зависимости уровней сигналов АЭ от наличия дефекта в образцах. Основным механизмом разрушения как у образцов с дефектом, так и у образцов без дефекта является расслоение, также присутствуют сигналы, соответствующие растрескиванию матрицы и разрыву волокон, последних зафиксировано незначительное количество, меньше 5%.

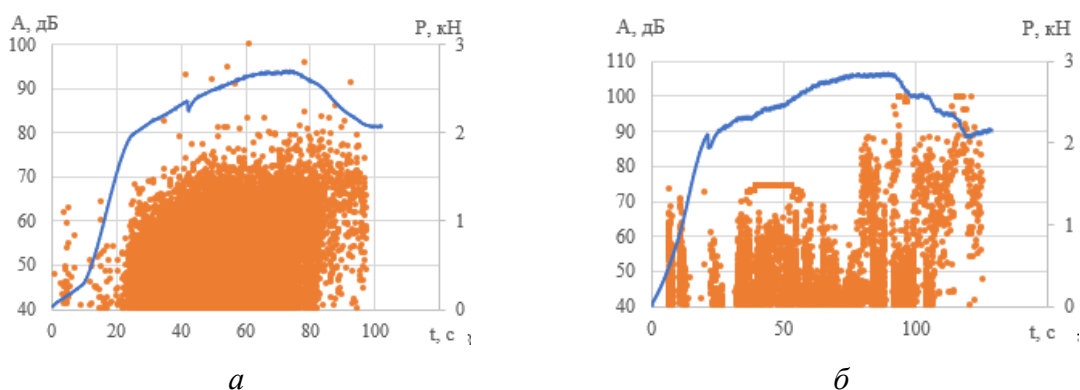


Рисунок 1. Диаграммы зависимости амплитуд сигналов АЭ от времени, совмещенные с графиком нагружения образцов без дефектов (а) и образцов с непроклеем (б)

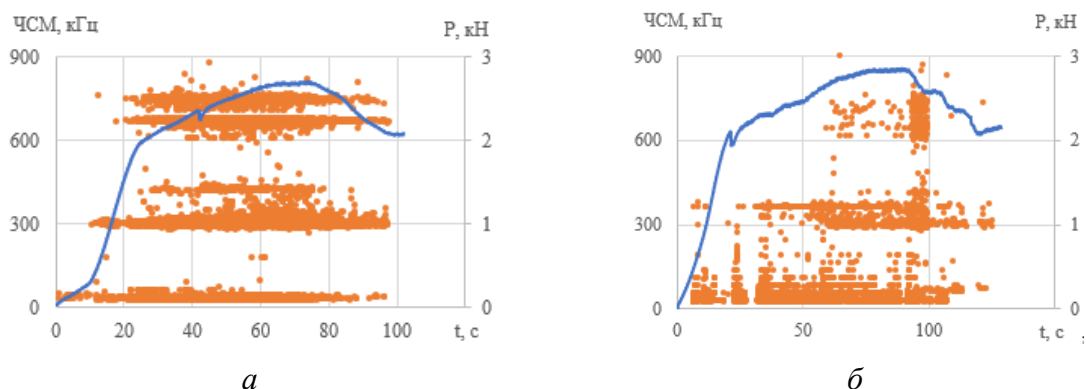


Рисунок 2. Диаграммы зависимости пиковых амплитуд сигналов АЭ от времени, совмещенные с графиком нагружения образцов без дефектов (а) и образцов с непроклеем (б)

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10205, <https://rscf.ru/project/21-79-10205/>.

Список литературы

1. M. Habibia, F. Abbassib, L. Laperrière, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume 158, July 2022.
2. S. Sikdara, D. Liub, A. Kundu, Composites Part B: Engineering, Volume 228, 1 January 2022.
3. Lobanov D.S., Slovikov S.V., Lunegova E.M., Frattura ed Integrita Strutturale, 2023, 17(65), p. 74–87.
4. Lobanov D, Yankin A, Mullahmetov M, Chebotareva E, Melnikova V. Digital Image Correlation, and Acoustic Emission. Polymers. 2023; 15(9):2087.
5. Strungar E., Lobanov D., Wildemann V., Polymers, 2021, 13(24), p. 4287.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СТЕКЛОТЕКСТОЛИТА С СИСТЕМОЙ ОТВЕРСТИЙ НА ОСНОВЕ РЕГИСТРАЦИИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Е.А. Чеботарева, Е.М. Струнгарь, Д.С. Лобанов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Центр экспериментальной механики

Email: cem.chebotareva@mail.ru

Полимерные композиционные материалы на основе стеклянных волокон широко используются в различных отраслях промышленности, включая автомобильную, аэрокосмическую, строительную, электронную и медицинскую. Понимание механических свойств материала и его поведения под нагрузкой имеет решающее значение для обеспечения безопасности и надежности конструкций и изделий. Стеклопластик обладает уникальными механическими свойствами, такими как высокая прочность, жесткость и устойчивость к коррозии. К недостаткам материала относится в первую очередь хрупкость. Исследование стеклопластика позволяет выявить его слабые стороны и в последствии разработать методы для улучшения его механических свойств. Для этого в том числе применяются современные методы экспериментальной механики [1-3], в частности метод акустической эмиссии (АЭ), основанный на регистрации упругих волн, излучаемых материалом под нагрузкой, и дальнейшем анализе параметров сигналов.

В работе были проведены экспериментальные исследования образцов из стеклотекстолита с системой отверстий на квазистатическое растяжение. В процессе испытания производилась регистрация сигналов акустической эмиссии от начала испытания до разрушения образцов. Метод акустической эмиссии используется в исследованиях для изучения процесса накопления повреждений и разрушений в материале [4-6]. Были исследованы образцы с различным расположением отверстий, имитирующим болтовое соединение в конструкциях. Сигналы акустической эмиссии регистрировались с использованием системы AMSY-6. Был проведен параметрический анализ сигналов по следующим характеристикам: энергетический параметр сигналов, пиковые частоты, пиковые амплитуды (рис.1). Отмечено влияние расположения отверстий соответственно друг другу на характер сигналов АЭ. Выявлены закономерности в накоплении повреждений в материале, а также связь механизмов разрушения образцов с частотами спектрального максимума у разных типов образцов.

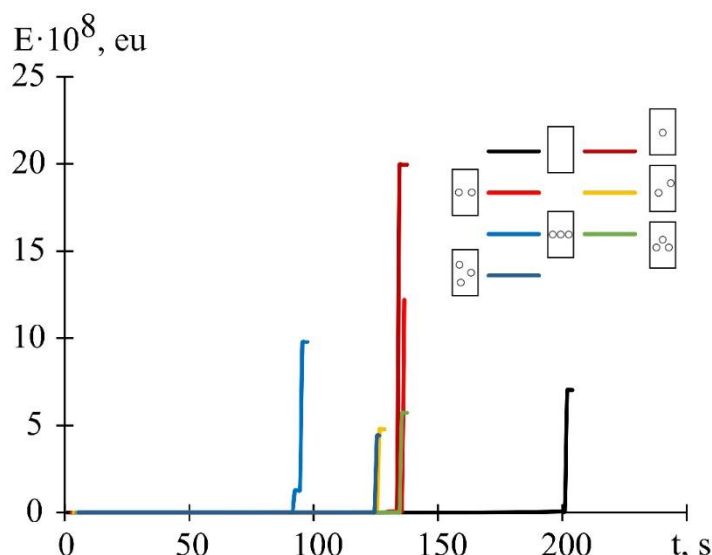


Рисунок 1. Диаграммы зависимости кумулятивной энергии сигналов АЭ от времени для образцов с различным расположением системы отверстий

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 22-79-00113 (<https://rscf.ru/project/22-79-00113/>).

Список литературы

1. Morokov E., Levin V., Ryzhova T., Dubovikov E., Petronyuk Y., Gulevsky I., Composite Structures, Volume 288, 2022.
2. Oudad W., Bouzitouna W.N., Noureddine D., Mohamed B. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2023.
3. Li Z., Dong J., Chen H., Wu Z., Feng K., Zhang G., Cheng S., Jiang T., Construction and Building Materials, Volume 393, 2023, 132145.
4. Zubova E., Strungar E., Lobanov D., Wildemann V., Procedia Structural Integrity, Volume 17, 2019.
5. Lobanov D, Yankin A, Mullahmetov M, Chebotareva E, Melnikova V. Polymers. 2023; 15(9):2087.
6. Lobanov D. S., Strungar E. M., Zubova E. M., Wildemann V. E. Russian Journal of Nondestructive Testing, 2019, Vol. 55, No. 9, pp. 631–638

АНАЛИЗ ТЕРМОУПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ШАРЕ С ПОЛОСТЬЮ ИЗ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРЕВЕ

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

Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова, Механико – математический факультет

Email: tgs497@gmail.com

В данной работе рассматривается задача, которая предшествует разрушению, – термоупругие напряжения, возникающие в процессе прогрева тела. В наше время распространены методы нагрева оптически прозрачных материалов лазером изнутри, для чего внутри тела делается полость. Нами изучен как раз импульсный источник тела, что делает ее актуальной для современной промышленности.

Рассматривается задача о нагреве шара изнутри постоянным тепловым потоком, после чего решение задачи импульсного нагрева сводится к комбинации решений с постоянным нагревом. Записав приближенное решение задачи, а также получив выражения для безразмерных напряжений, моделировать решение с импульсным нагревом мы будем как сумму решений с положительным и отрицательным нагревом со сдвигом по времени. Если температура является суммой решений, тогда и напряжения в силу линейности по

температуре можно представлять как сумму решений. Для анализа различных режимов импульсного нагрева использован критерий Губера-фон-Мизеса.

Рассмотрим цикл, в котором большую часть времени происходит нагрев, и лишь небольшую часть – остывание, когда лазер условно выключается. n и k варьируется, $m_1=1$, $m_2=9$. На рисунках приведены температуры, напряжения и интенсивность напряжений. $n = 100$, $k = 6$.

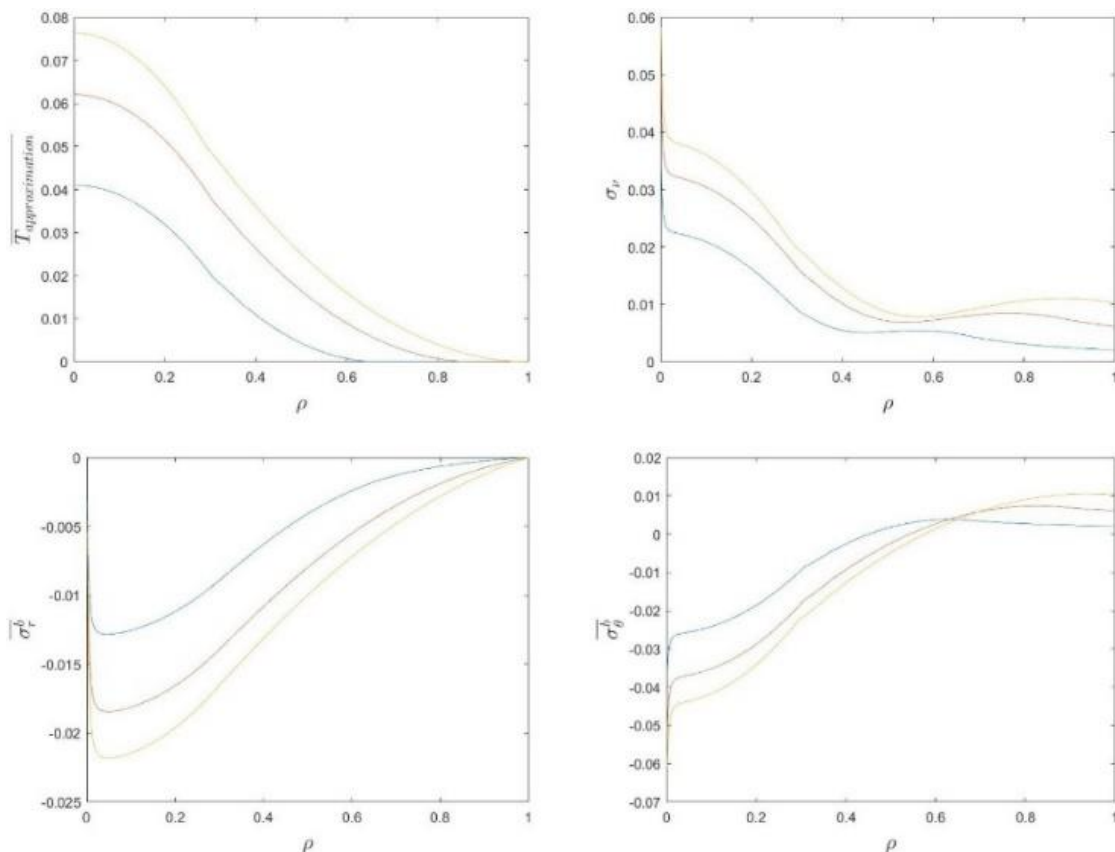


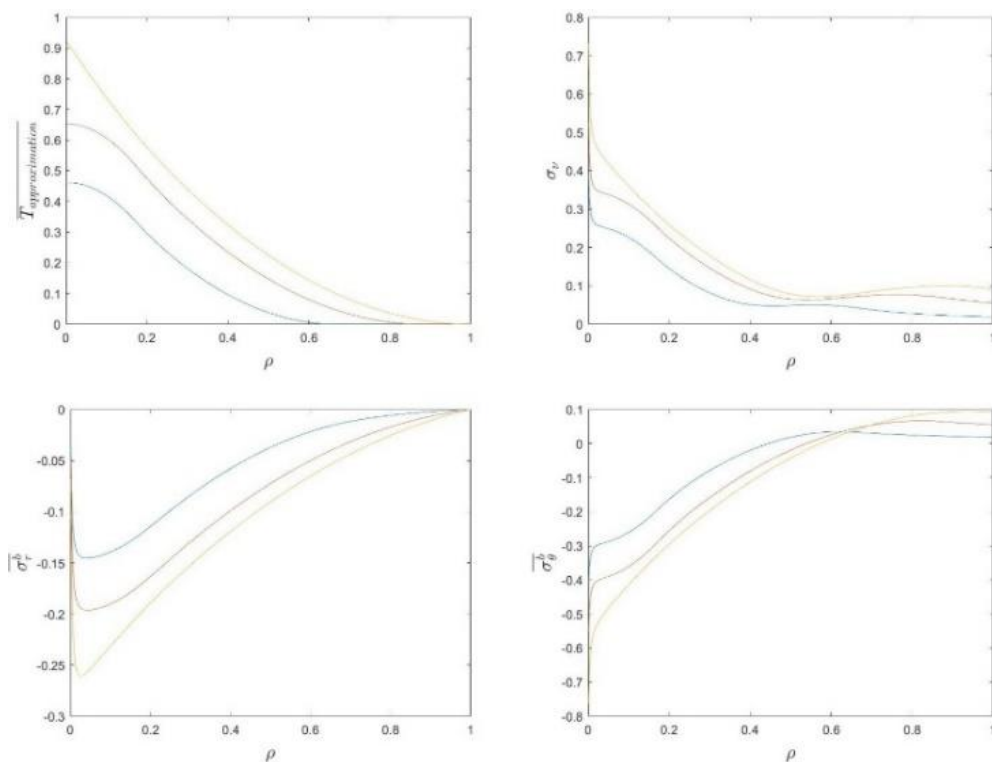
Рисунок 1. Зависимости температур, критерия Губера и напряжений от радиуса, зоны прогрева соответствуют точкам по времени $\tau = \{0.2; 0.6; 0.99\}$

Рассмотрим цикл, в котором большую часть времени происходит остывание после короткого нагрева, n и k варьируется, $m_1=9$, $m_2=1$. На рисунках приведены температуры, напряжения и интенсивность напряжений $n=100$, $k=6$.

Если импульсный нагрев представлен всего одним циклом «вкл-выкл», то при любом соотношении времен нагрева и остывания итоговый прогрев шара довольно слабый, при этом в начале цикла возникают высокие градиенты температуры при малых радиусах, а значит и высокие напряжения. Так как объем части шара при малых радиусах небольшой, тепловой поток его быстро прогревает, и температура быстро повышается на малых радиусах, поэтому необходима стадия остывания такая, чтобы температура при малых радиусах успела выровняться.

При количестве циклов, равном 10, прогрев шара становится более равномерным, зависимости напряжений и температуры вдоль радиуса становятся более плавными. При начальных радиусах уже отсутствует резкий скачок температур и радиальных напряжений, в азимутальных напряжениях также наблюдается резкий скачок, который ослабевает при быстром нагреве и долгом остывании. Но в этом же случае сама величина прогрева довольно слабая, и греть весь шар до нужной температуры далее уже сложнее, и при этом надо затратить больше времени, хотя это компенсируется отсутствием высоких

напряжений (это видно по графикам интенсивности). При изменении соотношения времен нагрева и остывания общий прогрев шара растет в некоторой пропорции и появляются сильные пики азимутальных напряжений.



При большом количестве циклов, равном 100, прогрев становится еще более плавным, но пики напряжений в азимутальном направлении сохраняются. Равномерность прогрева видна на графиках температуры, пик температуры увеличивается, то есть дробление цикла нагрева-остывания приводит к более равномерному прогреву и при этом пики напряжений ослабевают.

Секция 6 «Моделирование структуры и свойств конструкционных материалов»

МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ НАНОВЫДЕЛЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ. МОДЕЛЬНЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Ю.Н. Горностырев

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

Email: yug@imp.uran.ru

Наноразмерные неоднородности являются типичным элементом структуры стареющих металлических сплавов и имеют большое значение для их практического применения. Долгоживущие наноразмерные выделения может быть сформирована в сплаве путем замораживания/стабилизации незавершенной стадии фазового превращения или в результате реализации метастабильного состояния. Такого рода гетерогенные состояния образуются во многих технологически важных сплавах [1]: зоны Гинье-Престона в Al сплавах, атермическая омега фаза в сплавах на основе Ti и Zr, выделения Cu в сплавах железа и т.п.

В докладе представлен краткий обзор проблемы формирования наноразмерных выделений, дается обсуждение физических механизмов, а также результатов атомистического моделирования с использованием первопринципных расчётов. Мы показываем, что стабильность наноразмерных выделений в бинарных сплавах определяется конкуренцией между короткодействующим (химическим) и далекодействующим (упругим) вкладами в свободную энергию. При этом многочастичные взаимодействия (включая вклад, обусловленный решеточной релаксацией) являются ответственными за формирование плоской морфологии зоны Гинье-Престона [2], а кинетика их формирования может включать несколько стадий [3]. В тоже время в многокомпонентных сплавах существенную роль в стабилизации выделений играет химическая гетерогенность и образование core-shell структур [4]. Обсуждается механизм «самосборки» системы наноразмерных выделений и показано, что он ограничен снятием далекодействующих напряжений в результате потери когерентности и/или образования сегрегаций легирующих элементов на межфазной границе.

Список литературы

1. Yu.N. Gornostyrev, M.I. Katsnelson, PSSP, 17 (2015) 27249
2. O.I. Gorbatov, Yu.N. Gornostyrev, P.A. Korzhavyi, Scripta Materialia, **138**, (2017) 130.
3. A. Yu. Stroev, O.I. Gorbatov, Yu.N. Gornostyrev, P.A. Korzhavyi, Phys Rev Materials, 2, 033603 (2018).
4. A. Yu. Stroev, O.I. Gorbatov, Yu.N. Gornostyrev, P.A. Korzhavyi, Comp. Mater. Sci., 218 (2023) 111912

ТЕСТИРОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА НОВЫХ МЕЖАТОМНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТОЧНЫХ РЕШЕНИЙ НЕЛИНЕЙНЫХ УРАВНЕНИЙ ДИНАМИКИ РЕШЕТКИ

И.В. Косарев¹, С.А. Щербинин², А.А. Кистанов³, А.В. Шапеев⁴, Р.И. Бабичева⁵,
Е.А. Корзникова⁵, С.В. Дмитриев¹

¹ Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа 450075, Россия

² Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 195251, Санкт-Петербург, Россия

³ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, 450001, Уфа, Россия

⁴ Сколковский институт науки и технологий, Москва, Россия

Молекулярная динамика (МД) является мощным инструментом для моделирования фазовых и структурных превращений, эволюции дефектов, и их влияния на свойства металлических материалов. Точность МД-моделирования напрямую зависит от качества межатомных потенциалов. Количество доступных потенциалов быстро растёт, поэтому существует потребность в методах сравнения точности известных и разработки новых более точных потенциалов. Потенциалы должны достоверно воспроизводить изучаемое явление или свойства материала в определённых условиях. Достигается это подгонкой параметров потенциала под экспериментальные данные или, всё чаще, под данные первопринципных расчётов. Очевидно, что информация, закладываемая при получении потенциала, и определяет его качество. Современные машинно-обучаемые потенциалы, как правило, обучают на выборке случайных атомных конфигураций. Этот подход оказался весьма продуктивным и позволил существенно улучшить качество потенциалов по сравнению с традиционными ЕАМ-потенциалами. Однако остаются и вопросы к данному подходу, например, о сходимости метода: каков объем выборки случайных конфигураций достаточен, все ли случайные конфигурации должны учитываться с равным весом и т.д.

В данной работе предлагается для тестирования и обучения машинно-обучаемых потенциалов использовать коротковолновые точные колебательные решения нелинейных уравнений движения атомов, называемые делокализованными нелинейными колебательными модами (ДНКМ). Для нахождения ДНКМ Чечиним и Сахненко был разработан подход, анализирующий точечные группы симметрии рассматриваемой кристаллической решётки [1]. Поскольку ничего кроме симметрии решётки не используется при нахождении ДНКМ, они существуют как точные решения для любых межатомных взаимодействий и для любых амплитуд колебаний. N-компонентная ДНКМ представляет собой колебательную моду с N степенями свободы. Для кристаллов высокой симметрии (ОЦК, ГЦК, ГПУ) насчитываются десятки однокомпонентных и столько же двухкомпонентных ДНКМ; использование ДНКМ с $N > 2$, по-видимому, нецелесообразно.

Перечислим достоинства использования ДНКМ для тестирования и обучения потенциалов. 1. В пределе малых амплитуд каждая ДНКМ сводится к определённой фононной моде, разные ДНКМ приносят информацию о колебаниях решётки в разных точках зоны Бриллюэна, среди них есть как продольные, так и поперечные волны с разной длиной волны. Каждая ДНКМ по-разному деформирует межатомные связи и углы между связями: есть моды, деформирующие только связи между ближайшими соседями, не изменяя длин связей между вторыми соседями, другие наоборот деформируют вторые связи сохраняя длины первых, третьи же деформируют и те и другие. Таким образом, появляется возможность осознанно контролировать процесс обучения потенциалов. 2. Амплитудно-частотные характеристики ДНКМ могут быть найдены из первых принципов для значительных амплитуд колебаний, до 10-15% от межатомного расстояния, давая информацию для обучения потенциалов в виде непрерывных функций, а не точечного набора случайных конфигураций. 3. ДНКМ - это естественные физически реализуемые колебательные моды решётки, что может не выполняться для каких-то случайных конфигураций. 4. Поскольку речь идёт о точных решениях нелинейных уравнений, их использование для обучения потенциалов привлекательно и с эстетической точки зрения.

Разумеется, использование ДНКМ для обучения потенциалов не исключает использования и других данных. В ближайшем будущем ставится задача показать преимущества обучения потенциалов по ДНКМ сначала для чистых металлов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решётками, а потом и для бинарных систем, рассматривая ДНКМ упорядоченных сплавов. С этой целью будут получены N-компонентные ($N=1,2$) ДНКМ этих решёток и из первых принципов найдены их амплитудно-частотные характеристики, которые и будут

использованы для обучения новых и тестирования существующих потенциалов. Решение поставленных задач повысит точность межатомных потенциалов и предсказательную силу молекулярно-динамических расчётов. Для ОЦК вольфрама уже получены обнадеживающие результаты [2].

Для Е.А.К и С.В.Д. работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант РНФ 23-11-00364).

Список литературы

1. G.M. Chechin, V.P. Sakhnenko, Physica D 1998, 117, p. 43.
2. I.V. Kosarev, S.A. Shcherbinin, A.A. Kistanov, R.I. Babicheva, E.A. Korznikova, S.V. Dmitriev, Computational Materials Science 2024, 231, p. 112597.

КИНЕТИКА РАСПАДА И ФОРМИРОВАНИЕ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА В СПЛАВАХ Fe-Ga И Fe-Ge

М.В. Петрик, И.К. Разумов, Н.В. Ершов, Ю.Н. Горностырев

Институт физики металлов УрО РАН, 620108, Екатеринбург

Email: mikk@imp.uran

Магнитомягкие сплавы на основе железа с немагнитными легирующими 3p и 4p элементами (Al, Si, Ga, Ge) – функциональные материалы, характеризующиеся высокими магнитными свойствами. Обнаружение гигантской магнитострикции в сплавах Fe-Ga (Galfenol) [1] стимулировало изучение этих сплавов. Исследование структуры сплавов методом рентгеновской дифракции [2] показало, что при малых концентрациях Ga в сплаве формируется ближний порядок B2 типа, который с ростом концентрации легирующего элемента заменяется на упорядочение D0₃ типа.

Здесь мы представляем результаты исследования кинетики распада и упорядочения в сплавах Fe-X (X = Ga или Ge) методом моделирования Монте-Карло (МК) с межатомными взаимодействиями рассчитанными ab initio в программном пакете VASP. Показано, что в ферромагнитном состоянии атомам Ga или Ge в ОЦК-решётке Fe энергетически предпочтительно находятся на местах 3-х или 4-х ближайших соседей относительно друг друга. Выгодность образования 3-х соседей определяет склонность к формированию ближнего порядка типа D0₃, что и наблюдается при МК моделировании сплава Fe-Ge (Рис. 1б).

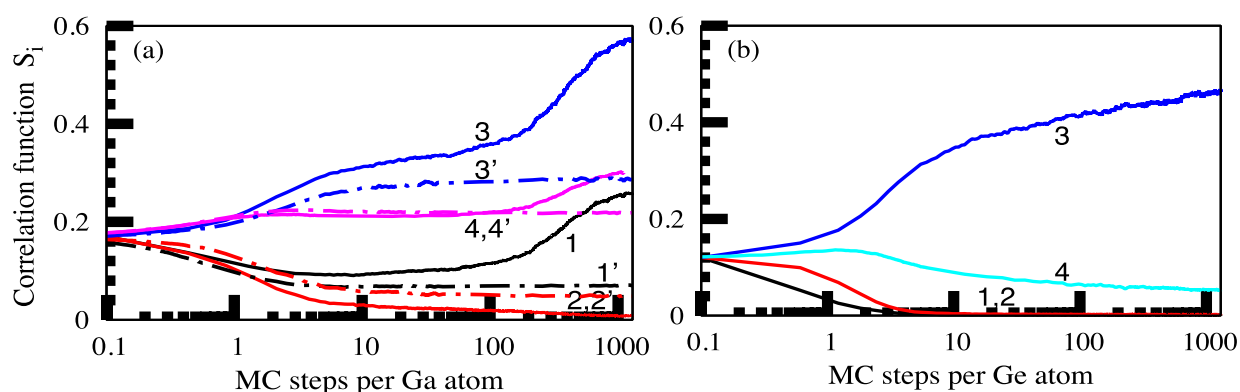


Рисунок 1. Кинетика упорядочения, представленная как изменение корреляционных функций S_i для i координационной сферы при отжиге сплавов Fe-17at.%Ga (а) и Fe-12at.%Ge (б) при 800 К. Кривые 1(1') – 4(4') соответствуют корреляционным функциям $S_1 – S_4$. Штрихпунктирные линии 1'-4' показывают кинетику упорядочения для частично магнитного разупорядоченного состояния.

Однако в сплаве Fe-Ga, наблюдается формирование заметного количества конфигураций, включающих 3-х и 4-х соседей (сплошные линии на Рис. 1а). Как было показано в [3], разупорядочение магнитных моментов с температурой приводит к существенному изменению эффективных Ga-Ga взаимодействий; при этом образование 2-х соседей становится предпочтительным в парамагнитном состоянии. Результаты МК моделирования для частично магнитно-разупорядоченного состояния, соответствующего температуре отжига (штриховые линии на Рис. 1а) показывают изменение кинетики распада и формирование D0₃ порядка. Результаты свидетельствуют о важной роли магнитного состояния в формировании ближнего порядка и свойств сплавов Fe-Ga, Fe-Ge.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ (22-12-00179).

Список литературы

1. A.E. Clark, J.B. Restorff, M. Wun-Fogle, et. al., IEEE Trans. Magn. 36 (2000) 3238–3240.
2. Черненко Ю.П., Ершов Н.В., Горностырев Ю.Н., ФММ. 2022. Т. 123. № 10. С. 1054–1062.
3. M.V. Petrik, O.I. Gorbатов, Yu.N. Gornostyrev, JETP Letters, 114 (2013) 809.

МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И СЛОЖНЫХ СИСТЕМ

В.В. Лепов¹, М.С. Бисонг², А.В. Григорьев¹, И.И. Дьячковский¹

¹ ИФТПС СО РАН, г. Якутск, Республика Саха (Якутия), Россия

² Университет Дчанг, Университет Дуаля, Камерун

Email: wisecold@mail.ru

Для разработки научно обоснованных методов оценки, способов и технологий повышения надежности, ресурса и безопасности сложных технических систем, в том числе из гибридных материалов конструкционного и функционального назначения для эксплуатации в области криолитозоны и условиях глобальных изменений климата, применен системно-структурный подход и принципы многоуровневого моделирования.

Традиционное ограничение микромакроскопического моделирования, когда законы микроуровня применяются для моделирования макроскопических свойств объектов и процессов, связано с ограничением применимости его для однородных однокомпонентных изотропных систем. Для реальных сложных систем как минимум на двух масштабах или уровнях (включая как пространственные, так и временные) возникает необходимость учёта действия коренным образом отличающихся закономерностей. Сама концепция многомасштабного моделирования появилась в последние десятилетия для описания задач симуляции механического, физического или химического поведения в уровне сплошного тела на основе информации, получаемой из численных моделей на более тонких масштабных уровнях в системе, не прибегая к эмпирическим конститутивным моделям [1–7]. Помимо использования оригинальных численных методов, например многомасштабного МКЭ [6], оперирование на нескольких структурных уровнях позволяет уменьшить степени свободы на основе организации локальных автономных вычислений и позволяют получить строгие макроскопические уравнения для многомасштабных задач без разделения решения и строгих ограничений [7]. Многоуровневый подход позволяет обосновать иерархию моделей, облегчающих анализ и разработку новых технических и человеко-машинных систем, менее подверженных неблагоприятным факторам окружающей среды, а также позволяющим, насколько это возможно, обеспечить целостность и ресурс, работоспособность и безопасность ТС в условиях глобального изменения климата и возрастания роли человеческого фактора.

В рамках линейной механики разрушения выявлена зависимость локальных параметров от нелокальных характеристик напряженного состояния:

$$\delta_C = \frac{2 \cdot K_{IC}}{\pi \cdot \sigma_C^2}; \tau_C = \frac{\delta_C}{v_C} \quad (1)$$

где v_C – скорость упругих поперечных волн в направлении нагрузки, δ_C , τ_C – характерные размер и время масштабного уровня; для мезоуровня $\delta_C \sim 100 \mu\text{м}$, $\tau_C \sim 10^{-5}$ с, для микроуровня $\delta_C \sim 1-10 \mu\text{м}$, $\tau_C \sim 10^{-7}$ с.

В модели разрушения хрупких материалов использована стохастическая модель роста трещин, а также такие закономерности накопления микротрещин, как условие необратимости разрушения Бейли и критерий концентрационного разрушения образования трещин, основанный на теории перколяции:

$$N'(t) = \frac{N^*}{\tau}; N^* = \int_0^t N' dt \quad (2)$$

$$\frac{1}{l \cdot \sqrt[3]{N}} = e, \quad (3)$$

где N^* - средняя концентрация микротрещин, накопленная в образце при его разрушении, которая может описывать накопление структурных повреждений, действие напряжения и зависимость температуры от времени, м^{-3} ; l - средний линейный размер микротрещины, м; e - среднее расстояние между трещинами в объеме образца.

Проведено стохастическое моделирование роста трещин в древесине на мезо- и микромасштабах, которое выявило низкие локальные коэффициенты интенсивности напряжений и медленный рост трещин из-за существования масштабно-временной иерархии. Результаты стохастического моделирования роста трещин в массивах трещин и пор на мезо- и микроуровнях, соответственно, показывают, что моделирование сравнимо с результатами КЭ макроскопического моделирования. Скорость трещины, полученная для различных концентраций органической фибры в пористом бетоне, росла при увеличении содержания волокна, что соответствует эксперименту.

Также проведено многоуровневое моделирование образцов на основе ледовой матрицы, модифицированной базальтовой фиброй. Исходными данными были полученные в эксперименте механические характеристики, и данные о структуре композита при различных концентрациях волокон. Для эффективного модуля упругости использована модель Рейсса для нахождения среднего модуля Фойгта–Рейсса–Хилла.

На Рис.1 представлено распределение эквивалентных напряжений в образце из чистого льда (а) и конфигурация трещины в образце, модифицированном 6% фибры (б).

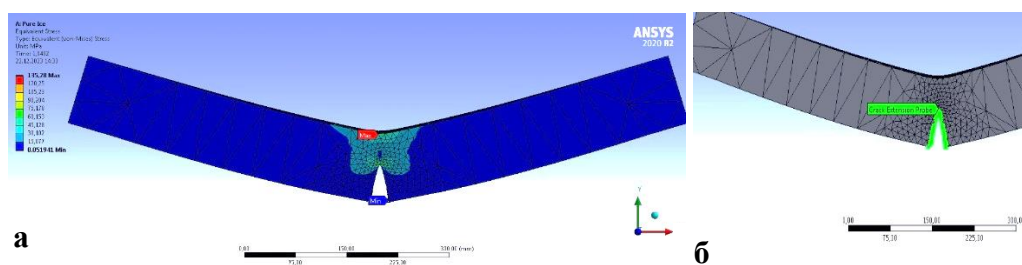


Рис.1. Распределение напряжений (а) и конфигурация трещины (б) в образце льда.

Многоуровневое моделирование, применено для моделирования кинетики разрушения стали, модифицированного органического фиброй бетона, дерева, плотных грунтов в условиях низких климатических температур и отсутствия влаги, когда реологией материала и процессами ползучести можно пренебречь.

Список литературы

1. Лепов В.В. и др. Многоуровневое иерархическое эволюционное моделирование процессов разрушения материалов / Вычислительные технологии, 2008, 13, с. 315-324.
2. Lepov V. Multiscale modelling of damage and fracture processes in nanomaterials / Journal of Physics: Conference Series, 2011, 291, с. 012031.

3. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархически организованная система / Физическая мезомеханика, 2011, 14, с.7-26.
4. Weinan, E., Engquist, B., Huang, Z. Y. Heterogeneous multiscale method: a general methodology for multiscale modeling / Phys. Rev. B, 2003, 67, 092101.
5. Wang, D.L. et al, The fracture mechanism of softwood via hierarchical modelling analysis / J Wood Sci, 2019, 65, 58-76.
6. Fish, J., Wagner, G.J. & Keten, S. Mesoscopic and multiscale modelling in materials / Nat. Mater., 2021, 20, 774-786.
7. Трусов П. В., Швейкин А. И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019.

ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ 3D ПЕЧАТНЫХ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ ОБОРОННОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

А.А. Золотарев

Воронежский институт высоких технологий, г. Воронеж.

Email: zandruha00@gmail.com

1. Влияние параметров печати (например, слоев, направления напечатанной текстуры и заполнения, размер сопла) на прочностные характеристики 3D-напечатанных деталей в оборонной промышленности.
2. Сравнительный анализ прочности и долговечности 3D-напечатанных деталей из различных материалов, таких как пластик ABS PLA нейлон, для применения в оборонной промышленности.
3. Исследование влияния циклических нагрузок на прочность и долговечность 3D-напечатанных деталей для оборонной промышленности при различных условиях эксплуатации.
4. Экспериментальное исследование термической стабильности и воздействия окружающей среды на прочность 3D-напечатанных деталей для оборонной промышленности.
5. Анализ влияния геометрических особенностей и структурных характеристик деталей на их прочностные свойства в контексте 3D-печати.
6. Исследование оптимальных стратегий конструкций 3D-напечатанных деталей для оборонной промышленности с целью повышения их прочностных характеристик.
7. Разработка концепций моделей конструкционных частей для оборонной промышленности, таких как хвостовики сбрасываемых гранат, конструкции пламегасителей, деталей вооружения для ремонта (более дешевые и легкие по сравнению с оригинальными детали) и модификации (таких как оптические прицелы, рукоятки, кобуры) оружия.

Как будут проводиться исследования? Среды разработки и производства прототипов.

Моделирование будет проводиться в российской программе компас 3д.

Печать будет производиться на различных моделях принтеров.



Рисунок 3

Рис. 1 – Демонстрационная модель пламегасителя.

Рис. 2 – Демонстрационная модель рукоятки.

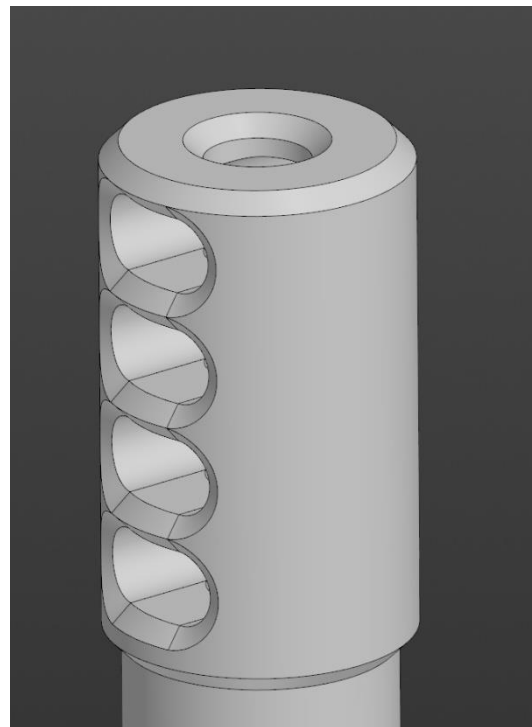


Рисунок 2

СВОЙСТВО АУКСЕТИЧНОСТИ В ТЕТРАХИРАЛЬНОМ МЕТАМАТЕРИАЛЕ

Л.Р. Ахметшин^{1,2}, С.С. Киселев^{1,2}, К.В. Иохим^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

²Томский государственный университет

Email: Akhmetshin.lr@gmail.com

Метаматериал – материал, свойства которого зависят не от химического состава базового материала, а от искусственно организованной структуры. При тщательном и разумном проектировании они могут проявлять особые и практичные свойства и функции, такие как отрицательная жесткость [1,2] и отрицательный коэффициент Пуассона [3]. Много внимания уделяется метаматериалам с ауксетическим поведением. Они могут проявлять противоречивое свойство расширяться (сжиматься) в поперечном направлении под воздействием осевого растяжения (сжатия). Подобным свойством обладают различные типы структур, но в данном исследовании рассмотрена тетрахиральная структура метаматериала (рисунок 1). Приложенная сжимающая нагрузка создает на кольцах крутящий момент, заставляющий их вращаться в плоскости. Это вращение создает момент на связках, соединенных с каждым цилиндром, заставляя их сгибаться. В результате исходные гибкие квадратные ячейки принимают форму параллелограмма, что соответствует сдвигу.

Благодаря структурной оптимизации и рациональной топологии широко сообщалось о материалах и структурах, обладающих ауксетическим поведением, а также выявлены их необычные механизмы деформации и физические свойства [4]. Меньше внимания уделяется влиянию параметров структуры на свойства метаматериалов. В данной работе

исследуется вопрос влияния параметров тетрахиральной структуры на значение эффективного коэффициента Пуассона.

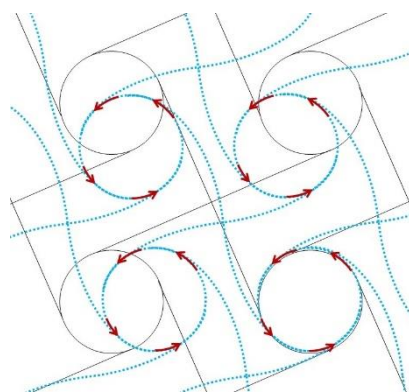


Рисунок 1. Скручивание тетрахиральных структур в образце.

Метаматериал, используемый в качестве объекта исследования, состоит из 27 элементарных ячеек: 9 рядов по 3 элементарных ячейки в ряду. Решается задача одноосного нагружения тетрахирального метаматериала с использованием метода конечных элементов. Подробное описание использованного метода моделирования можно найти в [5]. Решение было получено с использованием линейной теории упругости. Каркас метаматериала составляет сплошной материал, с упругими характеристиками: модуля Юнга равен 2,6 ГПа, а коэффициент Пуассона равен 0,4.

Исследовалось влияние совокупности параметром, то есть площади поперечного сечения структурных элементов метаматериала. Значения эффективного коэффициента Пуассона определялись в зависимости от размера кольца при различных площадях поперечного сечения структурных элементов (рисунок 2). Коэффициент Пуассона рассчитывался, опираясь на значения отклонений, которые определяли поперечную и продольную деформацию метаматериала на каждом из девяти уровней ячеек.

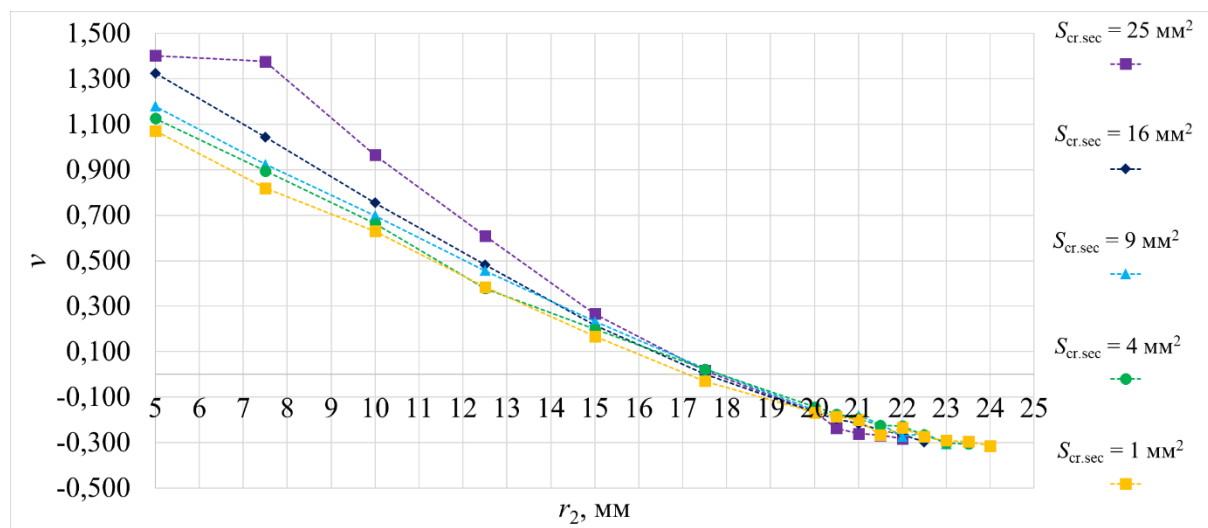


Рисунок 2. Значения эффективного коэффициента Пуассона в различных частных случаях тетрахиральной структуры.

Если размер кольца будет равным размеру ячейки (50 мм), то эффективный коэффициент Пуассона будет положительным, из-за нарушения хиральности структуры – появляется контакт между соседними ячейками. Наименьшее значение эффективного коэффициента Пуассона достигается при $S_{cr.sec} = 1 \text{ mm}^2$ ($\nu = -0,31$). Полученные отрицательные значения для рассматриваемой тетрахиральной структуры далеки от результатов для «идеальной» хиральной системы, которая обладает коэффициентом

Пуассона равным -1 . Отрицательные значения достигаются лишь в некоторых частных случаях, когда кольцо и длина связей не принимают предельных значений. Это значит, что ауксетические свойства достигаются путем одновременного скручивания структуры и ее деформирования. Подобное описание можно встретить и для других хиральных структур [6], где также получены отрицательные и положительные значения коэффициента Пуассона.

В этой работе мы сосредоточились на механическом тетрахиральном метаматериале, состоящем из массива вращающихся структур. Тетрахиральная структура обладает свойством ауксетичности лишь при некоторых вариациях переменных параметров. В результате математического моделирования получено деформационное поведение двухмерного тетрахиального метаматериала, а именно сдвиг от исходного положения. Смещение координат позволило определить продольную и поперечную деформации. Получено, что эффективный коэффициент Пуассона принимает как положительное, так и отрицательное значения. Результаты получены при изменении площади поперечного сечения структурных элементов, а сама зависимость была определена относительно размера кольца. Результаты показывают тесную взаимосвязь между геометрией тетрахиальной структуры и ауксетическим свойством метаматериала.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00402, <https://rscf.ru/project/23-29-00402/>.

Список литературы

1. C.S. Ha, Lakes R.S., M.E. Plesha, International Journal of Solids and Structures, **178**, pp. 127–35 (2019).
2. X.J. Tan, S.W. Zhu, B. Wang, K.L. Yao, S. Chen, P.F. Xu, L. Wang, Y. Sun, Composites Part B: Engineering, **188**, pp. 107898 (2020).
3. Y.L. Wei, Q.S. Yang, X. Liu, R. Tao, Smart Materials and Structures, **29**(8), pp. 085003 (2020).
4. K.K. Saxena, R. Das, E.P. Calius, Advanced Engineering Materials, **18**, 1847–1870 (2016).
5. Л.Р. Ахметшин, И.Ю. Смолин, Вестник Томского государственного университета. Математика и механика, **77**. сс. 27–37 (2022).
6. L. Mizzi, A. Spaggiari, International Journal of Solids and Structures, **238**, pp. 111428 (2022).

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С КОМПЗИТНЫМ ПОКРЫТИЕМ

В.Р. Балохонов^{1,2}, Е.С. Марченко¹, Р.Р. Балохонов^{1,2}, В.А. Романова²

¹ Томский государственный университет, Томск

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Email: vbalokhonov@ispms.ru

Численно исследованы процессы локализации деформации и разрушения в мезообъеме поликристаллического композита «TiNi подложка - Ti₄Ni₂O - TiO многослойное покрытие». Покрытие синтезировано при температуре 900 °С из трехслойного наноламината Ti/Ni/Ti на подложке TiNi в азотной N₂(O₂) среде [1]. Проведен анализ микроструктуры композита с помощью сканирующего электронного микроскопа, оборудованного системой регистрации обратно отраженных электронов (EBSD).

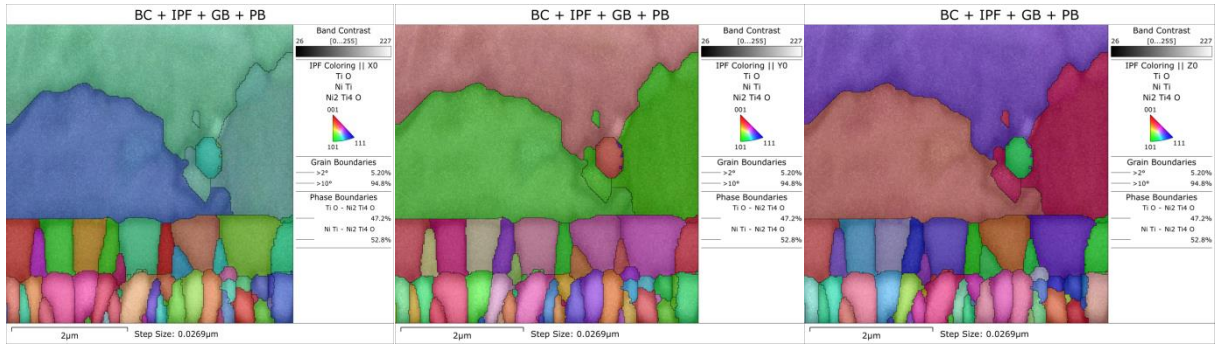


Рисунок 1. EBSD анализ микроструктуры эквипольного никелида титана с композитным покрытием. Ориентационные карты в цветах полюсных фигур.

Путем графической обработки экспериментальных изображений (Рис. 1) создана модельная пиксельная структура поликристаллического композита, которая трансформировалась в регулярную квадратную конечно-элементную сетку с помощью собственной разработанной программы и интегрировалась в пакет ABAQUS/Explicit через *.inp файл. Краевые динамические задачи о растяжении и сжатии композита решались в трехмерной постановке, моделирующей плоское напряженное и плоское деформированное состояния. Определяющие уравнения учитывают упругую и пластическую анизотропию зерен-кристаллитов в поликристалле [2]:

$$\sigma_{ij} = E_{ijkl} (\varepsilon_{kl} - \varepsilon_{kl}^p) \quad (1)$$

где σ_{ij} , ε_{kl} и ε_{kl}^p – компоненты тензоров напряжений полной и пластической деформации.

В случае кубической сингонии соотношения (1) принимают вид:

$$\begin{aligned} \sigma_{11} &= C_{1111} (\varepsilon_{11} - \varepsilon_{11}^p) + C_{1122} (\varepsilon_{22} - \varepsilon_{22}^p + \varepsilon_{33} - \varepsilon_{33}^p) \\ \sigma_{22} &= C_{1111} (\varepsilon_{22} - \varepsilon_{22}^p) + C_{1122} (\varepsilon_{11} - \varepsilon_{11}^p + \varepsilon_{33} - \varepsilon_{33}^p) \\ \sigma_{33} &= C_{1111} (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{33}^p) + C_{1122} (\varepsilon_{11} - \varepsilon_{11}^p + \varepsilon_{22} - \varepsilon_{22}^p) \\ \sigma_{12} &= 2C_{2323} (\varepsilon_{12} - \varepsilon_{12}^p) \\ \sigma_{23} &= 2C_{2323} (\varepsilon_{23} - \varepsilon_{23}^p) \\ \sigma_{13} &= 2C_{2323} (\varepsilon_{13} - \varepsilon_{13}^p) \end{aligned} \quad (2)$$

Для описания скорости пластических сдвигов в (1-2) используются уравнения физической теории пластичности кристаллов (ФТПК):

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \Theta_{ij}^{(\alpha)}, \quad \text{где тензор } \Theta_{ij}^{(\alpha)} = \frac{1}{2} (s_i^{(\alpha)} n_j^{(\alpha)} + s_j^{(\alpha)} n_i^{(\alpha)}) \quad (3)$$

задает ориентацию системы скольжения α . Здесь $s_i^{(\alpha)}$ и $n_i^{(\alpha)}$ – векторы направления скольжения и нормали к плоскости скольжения в кристаллографической системе координат. Скорость пластических сдвигов $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ описывается степенным законом:

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{\tau_{CRSS}^{(\alpha)}} \right|^V \text{sign}(\tau^{(\alpha)}), \quad (4)$$

где $\dot{\gamma}_0$ – начальная скорость, V – коэффициент чувствительности к скорости деформации. Касательное напряжение на системе α определяется как

$$\tau^{(\alpha)} = s_i^{(\alpha)} \sigma_{ij} n_j^{(\alpha)}, \quad (5)$$

а его критическое значение зададим следующим образом:

$$\tau_{CRSS}^{(\alpha)} = \tau_0^{(\alpha)} + k_1 D_i^{-1/2} + f(\varepsilon_{eq}^p). \quad (6)$$

Здесь $\tau_0^{(\alpha)}$ – напряжение инициации сдвига в монокристалле. Второй член учитывает повышение величины критического напряжения в поликристалле за счет вкладов границ зерен. Третий член характеризует деформационное упрочнение.

Исследованы взаимосвязанные процессы концентрации напряжений и локализации пластической деформации вблизи границ зерен с последующим зарождением и распространением трещин при деформировании поликристаллических слоев покрытия и подложки TiNi, в которой происходит упругий фазовый переход B2-B19' и дальнейшее пластическое течение матренсита.

Исследование выполнено за счет гранта Российского Научного Фонда (РНФ), № 19-72-10105-П, <https://rscf.ru/project/19-72-10105/>. Модель физической теории пластичности кристаллов разработана в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002

Список литературы

1. G.A. Baigonakova, E.S. Marchenko, Y.F. Yasenchuk, O.V. Kokorev, A.B. Vorozhtsov, D.E. Kulbakin, Surface and Coatings Technology 2022, 436, 128291. doi:10.1016/j.surfcoat.2022.128291
2. R. Balokhonov, V. Romanova, O. Zinovieva, A. Zemlianov, Engineering Fracture Mechanics 2021, 108138, doi:10.1016/j.engfracmech.2021.108138

ПОТЕНЦИАЛЫ ГЛУБОКОГО МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ НЕУПОРЯДОЧЕННЫХ СИСТЕМ: ПРИМЕНИМОСТЬ, ПЕРЕНОСИМОСТЬ, ПРЕДСКАЗАТЕЛЬНАЯ СПОСОБНОСТЬ

И.А. Балякин^{1,2}, Р.Е. Рыльцев^{1,2}, А.А. Ремпель^{1,2}

¹ Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург

² Уральский федеральный университет, Екатеринбург

Email: i.a.balyakin@gmail.com

Одним из основных методов расчета свойств материалов является атомистическое моделирование. Центральную роль в таком моделировании занимает способ вычисления зависимости энергии системы ионов и электронов (за исключением кинетической энергии ионов) от положения всех ионов в данной системе, такая зависимость называется поверхностью потенциальной энергии (ППЭ). К достаточно надежным способам расчета ППЭ можно отнести теорию функционала плотности (density functional theory – DFT) – первопринципный метод, с помощью которого можно рассчитывать энергию основного состояния системы электронов и ионов. Этим методом, помимо энергий, используя теорему Гелльмана-Фейнмана [1, 2] можно вычислять силы, действующие на ионы, что позволяет интегрировать уравнения движения ионов. Это приводит к понятию *ab initio* молекулярной динамики (AIMD) – способа получения атомных траекторий, при котором силы, действующие на атомы вычисляются на основе первопринципных расчетов. Высокая точность AIMD-расчетов, отсутствие необходимости в подборе параметров межатомного взаимодействия и информация об электронной структуре делают AIMD одним из самых популярных подходов для моделирования поведения атомных систем в различных термодинамических условиях. Тем не менее, производительность AIMD остаётся низкой, в настоящее время типичный AIMD-расчет представляет собой эволюцию системы порядка нескольких сотен атомов на протяжении десятков пикосекунд. Альтернативой AIMD служит классическая молекулярная динамика (CMD), где ППЭ определена заранее и для вычисления энергии системы не требуется самосогласованного расчета электронной подсистемы. CMD с использованием традиционных потенциалов обладает гораздо большей производительностью, чем AIMD, однако, результаты CMD-расчетов полностью зависят от выбранной модели ППЭ. Подходом, который приобрел популярность в

последнее десятилетие, является использование межатомных потенциалов машинного обучения (machine-learning interatomic potential – MLIP) [3] – суть данного подхода заключается в том, что некоторая довольно сложная и, возможно, трудно-интерпретируемая с точки зрения физики функция (например, это может быть нейронная сеть) используется для описания взаимодействий между атомами в системе. При этом количество параметров такой функции обычно велико в сравнении с количеством параметров в традиционных потенциалах. Подбор этих параметров осуществляется при помощи процедуры машинного обучения, где в качестве обучающего набора данных используются результаты, например, DFT-расчетов. CMD с MLIP-потенциалами обладает высокой точностью, сравнимой с DFT, и высокой производительностью, несколько уступающей, однако, производительности CMD с традиционными потенциалами. Следует отметить, что сама идея использования результатов первопринципных расчетов для построения потенциалов для CMD не нова, так, например, известен метод согласования по силам (force matching), в котором таким способом строятся традиционные потенциалы CMD [4]. Основным отличием MLIP от force matching подхода является прежде всего функциональная форма потенциала. Если такая функциональная форма имеет вид искусственной нейронной сети, то говорят о потенциалах глубокого машинного обучения.

В данной работе с использованием потенциалов глубокого машинного обучения (модель DeePMD [5]) были рассмотрены их применимость, переносимость и предсказательная способность для ряда неупорядоченных систем. Так, была исследована возможность прогнозирования фазового расслоения в бинарном металлическом расплаве Bi-Ga [6]; прогнозирование структуры и свойств стеклообразного и кристаллического SiO₂ при помощи потенциалов, обученных только на неупорядоченных конфигурациях соответствующих высокотемпературной жидкости [7, 8]; установлено различие в локальной структуре атомов германия для кристалла и стекла в LiGe₂(PO₄)₃; промоделирована диффузия атомов серебра в суперионике β-Ag₂S [9] и диффузия атомов водорода в кристаллической решетке высокоэнтропийного сплава ОЦК-TiZrHfNbTa. Таким образом, продемонстрированы широкие возможности данного класса моделей ППЭ для работы с неупорядоченными системами. В заключении работы обсуждаются перспективы использования потенциалов глубокого машинного обучения для моделирования свойств конструкционных материалов.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИМЕТ УрО РАН.

Список литературы

1. H.G.A. Hellmann, *Z Phys* **85**, pp. 180-190 (1933).
2. R.P. Feynman, *Phys. Rev.* **56**, pp. 340-343 (1939).
3. Y. Mishin, *Acta Materialia* **214**, 116980 (2013)
4. S.V. Starikov *et al*, *Phys. Rev. B* **84**, 104109 (2011)
5. H. Wang *et al*, *Comput. Phys. Commun.* **228**, pp. 178-184.
6. И.А. Балякин, А.А. Юрьев, Б.Р. Гельчинский, *Расплавы* **4**, сс. 406-413 (2023)
7. I.A. Balyakin *et al*, *Phys. Rev. E* **102**, 052125 (2020)
8. И.А. Балякин, Р.Е. Рыльцев, Н.М. Щелкачев, *Письма в ЖЭТФ* **117**, сс. 377-384 (2023)
9. I.A. Balyakin, S.I. Sadovnikov, *Comput. Mater. Sci.* **202**, 110963 (2022)

ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ АДсорбЦИИ КИСЛОРОДА НА ПОВЕРХНОСТИ БИОДЕГРАДИРУЕМОГО ЦИНКОВОГО СПЛАВА

В.А. Брызгалов^{1,2}, Е.А. Корзникова^{2,3,4}

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

² Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

³ Академия наук Республики Башкортостан, г. Уфа, Россия

⁴ Институт Проблем Машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия

Email: Bryzgalovv2000@gmail.com

Биодеградируемые сплавы на основе цинка привлекли к себе большое внимание в связи с их потенциальным применением в ортопедических имплантатах и сосудистых стентах благодаря своей биосовместимости. Добавление серебра и меди в цинковые сплавы дает дополнительное преимущество - антибактериальные и антимикотические свойства. Однако скорость коррозии этих сплавов зависит от их химического состава, что делает эту тему чрезвычайно важной для биомедицинских исследований [1].

В данной работе были использованы первопринципные вычисления для предсказания влияния добавления легирующих элементов в решетку на структуру биодеградируемого сплава Zn-nAg-Cu и процесс адсорбции. Данный подход был ранее использован для изучения магниевых сплавов, которые также являются одними из наиболее используемых биодеградируемых сплавов [2]. Нами была изучена динамика адсорбции молекул кислорода на различных моделях поверхностей Zn (Zn (100), Zn (110), Zn (111)) с добавлением 1% и 4% серебра (3 и 12 атомов соответственно). Атомы меди не вводились в систему, так как при экспериментальном изучении сплава, медь не была обнаружена на поверхности. Также была рассчитана адсорбция на интерметаллидной фазе Zn₃Ag, которая находится в экспериментальном расплаве и располагается на границах зерен. Нами была рассчитана энергия поверхности для определения наиболее низкоэнергетической структуры. Все модели имели размер вакуума в 20 Å. Два нижних слоя были зафиксированы для моделирования объемного материала. Все критерии сходимости по силе и энергии сохранялись одинаковыми в ходе вычислений и имели значение 0.0001 эВ/атом и 0.001 эВ/атом соответственно. Энергия отсечки потенциала была равна 520 эВ.

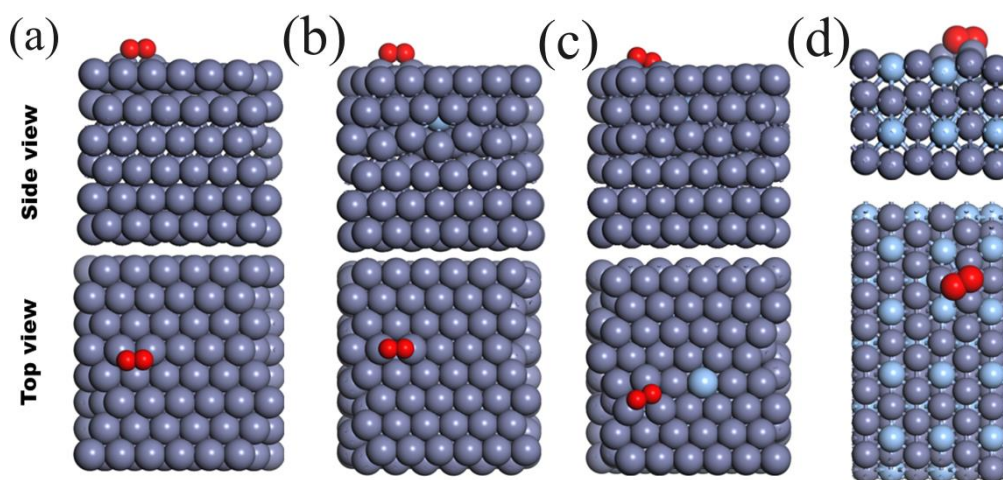


Рисунок 1. Адсорбция молекулы O₂ на поверхности чистого Zn(100) (a), Zn-1%Ag(100) (b), Zn-4%Ag(100) (c) и Zn₃Ag(110) (d).

Рассмотрены различные геометрические положения молекул кислорода на чистом Zn(100), Zn-1%Ag(100), Zn-4%Ag(100) и интерметаллической фазе Zn₃Ag(110). Самая низкоэнергетическая конфигурация O₂ на поверхностях Zn(100) ($E_{\text{ads}} = -5,778$ эВ), Zn-

1%Ag(100) ($E_{ads} = -3,457$ эВ), Zn-4%Ag(100) ($E_{ads} = -3,113$ эВ) и Zn3Ag(110) ($E_{ads} = -1,480$ эВ) представлена на рис. 1 (a-d), соответственно. Примечательно, что среди рассмотренных структур чистая поверхность Zn(100) обладает самой низкой энергией адсорбции O₂, а увеличение содержания Ag приводит к уменьшению E_{ads} O₂.

Можно сделать вывод, что включение атомов серебра в решетку повышает коррозионную стойкость за счет химической особенности серебра, которая заключается в его низкой восприимчивости к адсорбентам и потенциальной ковалентной связи в интерметаллической фазе Zn3Ag.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант РНФ 23-11-00364).

Список литературы

1. Y. Zheng, X. Yu, Z. Xu, J. Wang, H. Cai, *Metallic Biomaterials. New materials and technologies* **207** (2017)
2. M.J. Phasha, P.E. Ngoepe, H.R. Chauke, D.G. Petrifor, D. Nguen-Mann. *In Intermetallics* **18(11)**, pp. 2083-2089. (2010)

ВЛИЯНИЕ ОКРУЖЕНИЯ НА МАГНИТНЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА НЕУПОРЯДОЧЕННОЙ СИСТЕМЫ Fe-V

А.В. Верховых, А.А. Мирзоев

Южно-Уральский государственный университет (НИУ), г. Челябинск

Email: avverkhovkh@susu.ru

Ванадийсодержащие стали широко используются в промышленности и история их экспериментального изучения насчитывает десятки лет, но теория процессов легирования сталей ванадием весьма далека от завершения. Для понимания физических особенностей системы Fe-V, требуется проведение не только более точных, но и более широких по концентрации первопринципных расчётов. В системе Fe-V магнитный момент одиночной примеси ванадия в железе при 0 К антипараллелен магнитному моменту матрицы железа, а отталкивающее взаимодействие пары близкорасположенных атомов ванадия сильнее, чем у пары атомов хрома в Fe [1]. В данной работе было проведено исследование магнитных и структурных свойств неупорядоченной системы Fe-V в зависимости от окружения ванадия. Для этого в качестве модельной системы была выбрана ферромагнитная суперячейка ОЦК-железа содержащая 54 атома, из которых 6 атомов замещались атомами ванадия случайным образом с помощью программы BINAR [2]. Результаты исследования для наиболее различных структур представлены в табл. 1.

Таблица 1. Значения равновесного параметра решетки (a), общего магнитного момента (M), средних магнитных моментов на атом Fe и V, объемного модуля (B) и разницы между энергиями данных систем (ΔE).

№	a, Å	M, мВ	M(Fe), мВ	M(V), мВ	B, ГПа	ΔE , эВ
1	2.8516	98.192	2.189	-1.149	183.6	0.22
2	2.8514	98.774	2.174	-0.928	181.1	1.31
3	2.8522	98.174	2.196	-1.202	183.8	0.00
4	2.8522	98.388	2.182	-1.061	181.7	0.90

Из таблицы видно, что наименьшей энергией обладает система, в которой атомы ванадия наиболее удалены друг от друга, но при этом наблюдается наибольший объемный модуль и наименьший магнитный момент на атоме ванадия.

Список литературы

1. O. I. Gorbatov, S. V. Okatov, Y. N. Gornostyrev, et al. The Physics of Metals and Metallography, 2013, 114(8), 642–653.
2. Р.З. Деянов, Н.Н. Еремин, В.С. Урусов. ODSS (Ordered– Disordered–Solid–Solution). Ver.1.-Binar Программа расчета неупорядоченных сверхъячеек для моделирования твердых растворов замещения. М. (2006–2007). 48 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ КИНЕТИКИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАГНИЯ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

А.М. Власова^{1,2}

¹ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

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

Email: a.m.vlasova@urfu.ru

Уравнение дислокационной пластичности Орована-Тейлора [1]

$$\dot{\epsilon} = \alpha b \rho_m v_{dist} \quad (1)$$

связывает скорость деформации $\dot{\epsilon}$, скорость v_{dist} и плотность подвижных дислокаций ρ_m с вектором Бюргера \mathbf{b} и описывает кинетику пластической деформации, с учетом размножения дислокаций.

Цель исследования – связать эволюцию дислокационной плотности на макро- и микроуровнях путем молекулярно-динамического исследования в пакете LAMMPS [2] и последующих расчетов согласно (1) для гексагонального материала магния, проявляющего сильную анизотропию свойств, в том числе и деформационных. На рис. 1 и 2 приведены результаты моделирования.

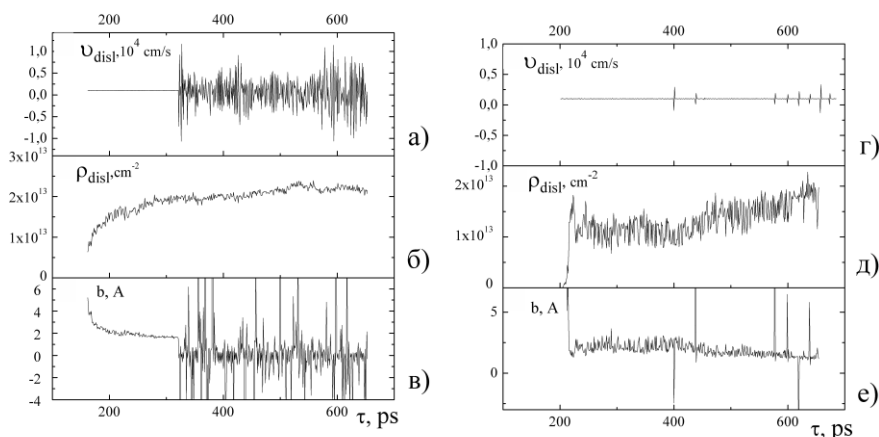


Рисунок 1. Результаты расчета по уравнению дислокационной пластичности Орована-Тейлора: а), б), в) – для $[0001]$ – монокристалла магния, г), д), е) – для $[10\bar{1}]$ – монокристалла магния. а), г) – скорости дислокаций v_{dist} , б), д) – плотности дислокации ρ_m , в), е) – вектор Бюргера b с учетом коэффициента α , т.е. αb .

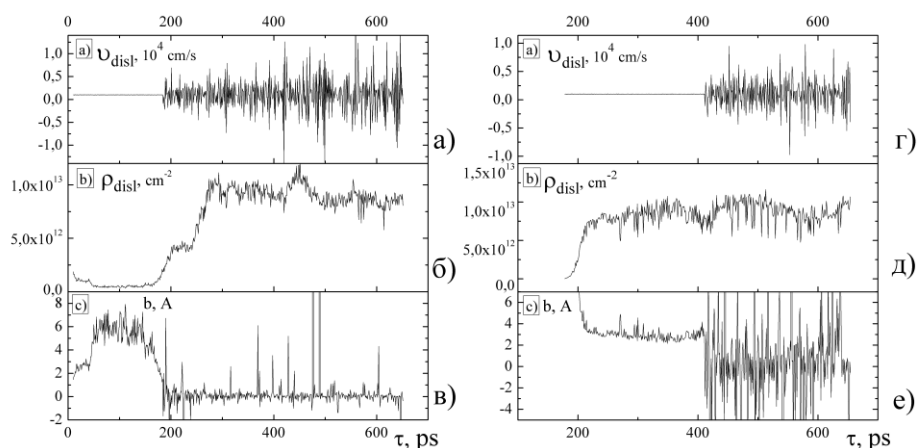


Рисунок 2. Результаты расчета по уравнению дислокационной пластичности Орована-Тейлора: а), б), в) – для $[0001]$ – монокристалла магния с 5% вакансий, г), д), е) – для $[10\bar{1}1]$ – монокристалла магния с 10% вакансий. а), г) – скорости дислокаций v_{disl} , б), д) – плотности дислокации ρ_m , в), е) – вектор Бюргерса b с учетом коэффициента a , т.е. ab .

Показано, что для ориентировки $[0001]$ скорость дислокаций не меняется на начальных стадиях, дислокационная плотность испытывает полиномиальный рост; для ориентировки $[10\bar{1}1]$ скорость дислокаций постоянна, дислокационная плотность испытывает рост на одних локальных участках, спад – на других (рис.1). В случае монокристаллов с вакансиями ход кривых кардинально меняет характер в процессе деформирования по сравнению с совершенными монокристаллами, особенно для $[10\bar{1}1]$ ориентировки (рис.2 г,д,е), которые качественно повторяют ход кривых для $[0001]$ ориентировки без вакансий (рис.1 а,б,в).

Автор благодарит центр коллективного пользования ИММ УрО РАН «Суперкомпьютерный центр ИММ УрО РАН» (СКЦ ИММ УрО РАН). Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» Г.р. № 122021000032-5.

Список литературы

1. G.I. Taylor The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I.—Theoretical (1934) Proceedings of the Royal Society of London A, 145, p. 362-387.
2. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // J. Comp. Phys. – 1995. – Vol. 117. – p. 1-19. – DOI:10.1006/jcph.1995.1039.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОСЛОЙКИ НА ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ АДДИТИВНОГО АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВОГО СПЛАВА

Д.Д. Гатиятуллина^{1,2}, А.В. Землянов¹, Р.Р. Балохонов¹, В.Р. Утяганова¹,
И.Р. Ивашов^{1,3}, М. Писарев¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Email: gdiana0510@gmail.com

В последние годы аддитивное производство получило широкое распространение в различных отраслях промышленности благодаря тому, что позволяет изготавливать

изделия сложной геометрической формы с минимальными отходами материалов [1]. Из существующих аддитивных технологий одной из перспективных для получения высококачественных изделий, обладающих низкодефектной структурой, является метод проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) [2]. Алюминиевые сплавы, используемые в аддитивном производстве для изготовления металлических изделий, представляют интерес за счет их высокой удельной прочности, позволяющей снизить вес детали, оптимальным механическим свойствам и невысокой стоимости переработки. Алюминиево-кремниевые сплавы AlSi12 обладают низкими коэффициентом теплового расширения, высокой коррозионной и износостойкостью. Добавление Si также улучшает характеристики литья и механической обработки таких сплавов. Целью данной работы является исследование структуры сплава AlSi12 между слоями в зоне термического влияния и особенностей деформации и разрушения композитов на разных масштабных уровнях методом численного моделирования.

Экспериментально методами оптической, электронной и просвечивающей микроскопии исследована микроструктура эвтектического сплава AlSi12, изготовленного аддитивным послойным электронно-лучевым плавлением проволоки. Ранее было показано, что аддитивно изготовленный сплав AlSi12 представляет собой двухуровневый композит [3]. Внутри каждого слоя образуются алюминиевые дендриты размером десятки микрон, окруженные эвтектическим каркасом. Эвтектика в свою очередь определяется на просвет как алюминиевая матрица с объемными равномерно распределенными частицами первичного кремния субмикронных размеров. Установлено, что между слоями в зоне термического влияния образуется прослойка из наследуемого от дендритов алюминия с агломерированными частицами кремния микронных размеров, которые распределены неравномерно и образуют ячеистую структуру (Рис. 1).

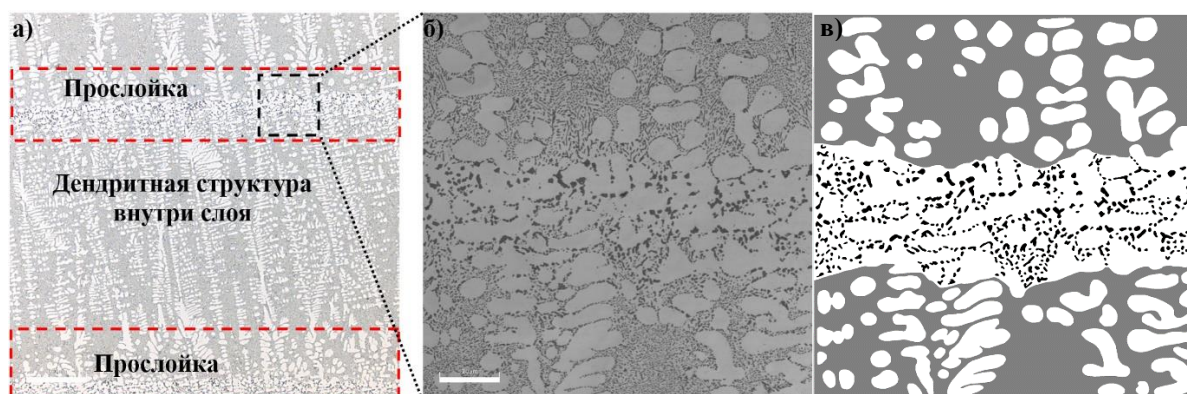


Рисунок 1. Структура ЭЛАП AlSi12: экспериментальная (а, б) и модельная (в).

На основе экспериментальных изображений построены модельные структуры различных масштабов: дендритные структуры с учетом и без учета прослойки, а также структура композиционного материала эвтектики. Для описания механической реакции кремния и алюминия используются изотропные модели упругости и упруго-пластичности с разрушением, соответственно. Реализован двухуровневый подход, при котором первоначально решается задача на микронном уровне о деформировании композита «алюминиевая матрица – частицы кремния», и путем осреднения по объему извлекаются эффективные свойства эвтектики. Затем эти свойства используются на уровне сотен микрон для исследования деформации и разрушения дендритных структур. Результаты моделирования показали, что в прослойке в области границы раздела с эвтектическим каркасом возникает высокая концентрация напряжений, которая вызывает локализацию пластического течения, раннее зарождение трещин, и понижение прочности дендритной структуры.

Список литературы

1. Zhao N., Parthasarathy M., Patil S., [et al], Journal of Manufacturing Systems, 2023, 68, pp. 368-375.
2. Utyaganova V., Filippov A., Tarasov S., [et al], Materials Characterization, 2021, 172, pp. 110867-1–110867-22.
3. Balokhonov R., Zemlianov A., Utyaganova V., [et al], Metals, 2023, 13, pp. 1465-1–1465-18.

ФРАКТАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ОЧАГОВ РАЗРУШЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ ОБРАЗЦОВ В МОДЕЛИ ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

В.Л. Гиляров, Е.Е. Дамаскинская

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

E-mail: Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru

Изучаются фрактальные свойства разрушающихся материалов, исходя из пространственного расположения связей, разорванных в различные моменты времени. В качестве основной характеристики рассматривается корреляционная фрактальная размерность (ФР) D_2 , рассчитанная на основании корреляционной функции Грассбергера и Прокаччи [1] (корреляционного интеграла):

$$C(r) = \frac{2}{N(N-1)} \sum_{j=1}^N \sum_{i=j+1}^N H(r - r_{ij}) \quad (1)$$

Здесь r_{ij} – расстояние между парой разорванных связей, в качестве координат которых выбирались координаты их центров, N – число анализируемых разрывов, H – функция Хевисайда равная единице, если ее аргумент неотрицателен, и равная нулю в противоположном случае.

Расчеты методом дискретных элементов производились в свободно распространяемом пакете программ MUSEN [2]. Образцы цилиндрической формы имели диаметр 10 и высоту 20 mm. Материалы, использовавшиеся для частиц и связей между ними (зерен и межзеренных границ) приведены в таблице.

№	материал	$\rho, \text{kg/m}^3$	E, GPa	ν	σ_n, MPa	σ_t, MPa	$\eta, \text{Pa} \cdot \text{s}$
1	кварц	2650	94	0.29	600	600	5E19
2	ортоклаз	2560	62	0.29	420	420	1E19
3	олигоклаз	2560	70	0.29	480	480	1E19
4	стекло	2500	50	0.22	50	50	1E40
5	связь кварц-ортоклаз	2500	5.8	0.2	200	200	5E19
6	связь кварц-олигоклаз	2500	5.8	0.2	300	300	5E19
7	связь ортоклаз-олигоклаз	2500	5.8	0.2	100	100	5E19

Здесь ρ – плотность материала, E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона, σ_n – прочность материала на разрыв, σ_t – прочность материала на сдвиг, η – динамическая вязкость.

Использовались три типа образцов. В первом из образцов (далее образец 1) связи были только ортоклазовые диаметром 0.04 mm, а во втором (образец 2) одинаковые частицы соединялись связью из того же материала, а разные – стеклянными связями с диаметрами $d \leq 0.1 \text{ mm}$. В третьем образце (образец 3) связи между частицами из одного материала соединялись связью из того же материала, а частицы из разных материалов соединялись низко модульными связями 5–7 (таблица) с диаметрами $d \leq 0.6 \text{ mm}$. Образцы помещались

в виртуальный пресс, в котором нижняя плита была неподвижна, а верхняя перемещалась в направлении нижней со скоростью $v = 0.02 \text{ m/s}$ до тех пор, пока образцы не разрушались.

Картины разрушения исследуемых образцов приведены на рис. 1. Во всех трех случаях образцы разрушились с образованием диагональной трещины сдвига.

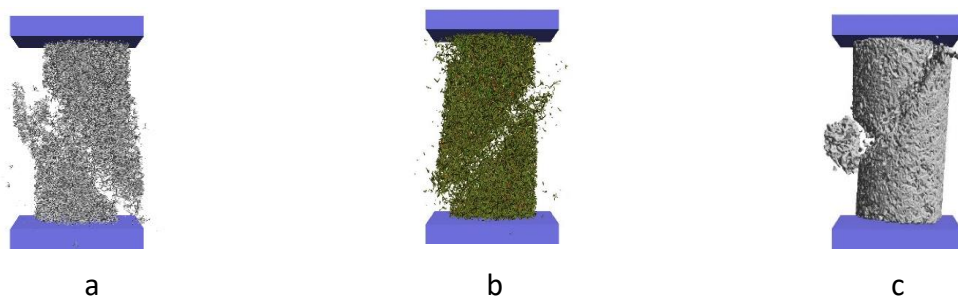


Рис. 1. Картины разрушения образцов: а–образец 1; б–образец 2; с–образец 3.

В то же время следует отметить различный характер разрушения изученных образцов, отраженный в поведении ФР разорванных связей от времени (рис. 2) Более однородный образец 1 разрушается хрупко с образованием одной трещины в момент времени $t \approx 0.01 \text{ с}$. Более гетерогенный образец 2 демонстрирует значительную изрезанность временной зависимости ФР с четко выявленными двумя очагами разрушения. Это отвечает однородному (более однородному) характеру разрушения гетерогенных по структуре образцов, выявленному в [3]. Возможность значительной деформации межзеренных границ за счет присутствия низко модульных связей в образце 3 и их увеличенный диаметр (0.6 μm) приводит к тому, что процесс значительно растягивается во времени. При этом на временной зависимости ФР выявляются две стадии процесса разрушения: нелокализованная медленная с ФР $D_2 \geq 2.5$, и локализованная быстрая (начиная с $t = 0.0365 \text{ с}$).

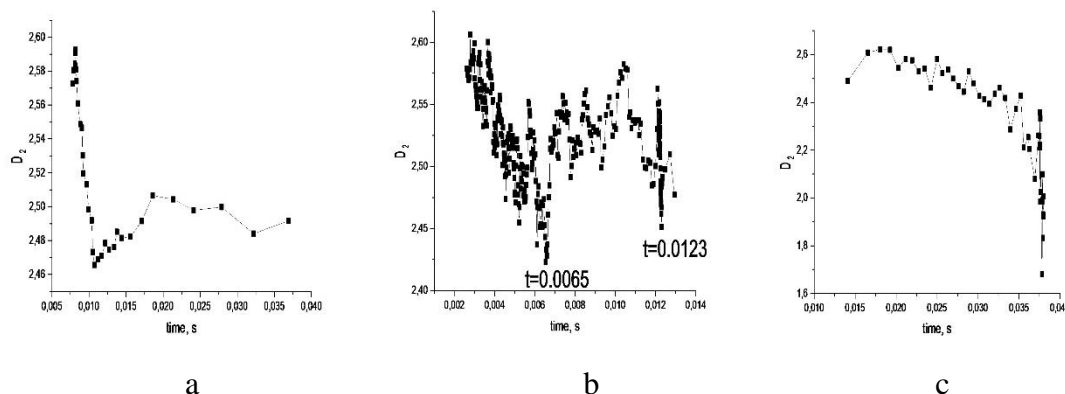


Рис. 2. Зависимость от времени корреляционной фрактальной размерности D_2 : а - образец 1, б - образец 2, с - образец 3.

Использование метода дискретных элементов (DEM) позволило выявить детали образования фрактальных структур очагов разрушения, наблюдавшихся ранее в лабораторных экспериментах. Эти очаги образуются вблизи поверхности образца и представляют собой образования близкие к плоским с ФР $D_2 \sim 2$ (трещины). Временные зависимости ФР для последовательных выборок разорванных связей отражают степень локализации процесса разрушения. Работа опубликована в [4].

Список литературы

1. P. Grassberger, I. Procaccia. Phys. Rev. Lett. **50**, 346-348 (1983)
2. M. Dosta, V. Skorych. Software **X12**, 100618 (2020)
3. В.Л. Гиляров, Е.Е. Дамаскинская. ФТТ **63**, 6, 783 (2021)
4. V. L. Hilarov, E. E. Damaskinskaya, Materialwiss. Werkstofftech. 2023, **54**, 1554.

ВЛИЯНИЕ Er НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА $Al_3Zn_3Mg_3Cu_{0.2}Zr$

М.В. Главатских, М.Г. Хомутов, А.В. Поздняков

НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия

Email: m2107093@edu.misis.ru,

Деформируемые сплавы Al-Zn-Mg-Cu широко используются в авиационной и аэрокосмической промышленности благодаря своей высокой прочности [1]. Высокое содержание легирующих элементов обеспечивает отличный эффект упрочнения после старения. Скандий и цирконий являются хорошо известной парой, которая может улучшить механические свойства сплавов Al-Zn-Mg-Cu при комнатной и повышенной температурах за счет зарождения наноразмерных выделений фазы $L1_2-Al_3(Sc,Zr)$ во время гомогенизации [2-3]. Аналогичное влияние на микроструктуру и свойства Al может оказывать сочетание Er и Zr. Er может быть не только элементом, образующим выделения, но и элементом, образующим эвтектику [4-11]. Богатые Er фазы эвтектического происхождения обладают повышенной устойчивостью к росту при гомогенизации, что способствует достижению высокой прочности сплава [4-11]. На основе этих принципов был разработан новый литейный и деформируемый сплав $Al-3Zn-3Mg-3Cu-Zr-Y(Er)$ с повышенной жаропрочностью [12].

Целью настоящего исследования является определение влияния легирования Er на поведение сплава $Al-3Zn-3Mg-3Cu-0,2Zr$ при горячей деформации путем моделирования 3D-карт.

Детальное исследование микроструктуры и фазового состава литых и гомогенизированных сплавов $Al_3Zn_3Mg_3Cu$ и $Al_3Zn_3Mg_3CuEr$ было проведено в работе [12]. Различия в характеристиках микроструктуры могут повлиять на поведение горячей деформации. Основное различие между двумя сплавами заключается в температуре солидуса. Добавки эрбия обеспечивают увеличение солидуса сплава и возможность повышения температуры горячей деформации.

Исследованные сплавы продемонстрировали типичное поведение при горячей деформации. Истинное напряжение имеет тенденцию увеличиваться с понижением температуры и увеличением скорости деформации. Добавление Er приводит к уменьшению истинного напряжения при скоростях деформации $0,01-1 \text{ с}^{-1}$ за счет механизмов разупрочнения, стимулированных частицами.

Для сравнения способности сплавов к горячей штамповке в исследовании также применялся подход карт деформации [13]. Сравнение карт деформации при различных параметрах деформации для обоих сплавов представлено на рис. 1. Как видно, оба сплава имеют широкую область высокой диссипации энергии (более 30 %) при высоких температурах и низких скоростях деформации. Однако устойчивость течения существенно различается.

Подводя итог, можно выделить три положительных момента влияния легирования Er на деформационное поведение сплава $Al_3Zn_3Mg_3Cu$:

- повышение температуры солидуса, обеспечивающее повышение температуры горячей деформации;
- увеличение объемной доли частиц затвердевающего происхождения, что обеспечивает снижение эффективной энергии активации;
- увеличение объемной доли более мелких выделений $L1_2$, подавляющих рекристаллизацию и обеспечивающих устойчивую горячую деформацию.

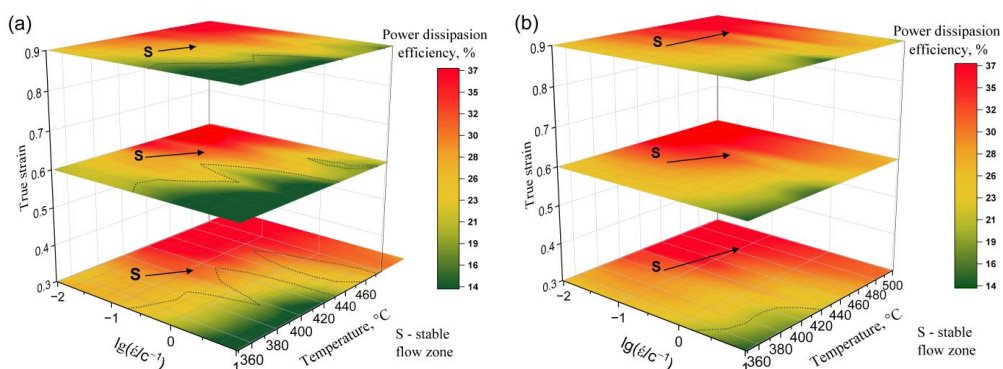


Рис. 1 - 3D- карты деформации поведения сплавов $Al_3Zn_3Mg_3Cu$ (а) и $Al_3Zn_3Mg_3CuEr$ при горячей деформации (б).

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10142), <https://rscf.ru/project/22-79-10142/>.

Список литературы

1. ASM International Handbook Committee, ASM Handbook, Vol. 2: Properties and selection--nonferrous alloys and special-purpose materials; 2001
2. J. Zuo, L. Hou, J. Shi, H. Cui, L. Zhuang, J. Zhang, J. Alloys Compd. 716 (2017) 220–230
3. Z. Chen, Z. Yuan, J. Ren, J. Alloys Compd. 828 (2020) 154446
4. S.P. Wen, K.Y. Gao, Y. Li, H. Huang, Z.R. Nie, . Scr. Mater. 65 (2011) 592–595
5. S.M. Amer, R.Y. Barkov, O.A. Yakovtseva, A.V. Pozdnyakov, Phys. Met. Metallogr. 121 (2020) 476–482
6. A.V. Pozdnyakov, R.Y. Barkov, Z. Sarsenbaev, S.M. Amer, A.S. Prosviryakov Phys. Met. Metallogr. 120 (2019) 614–619
7. S.M. Amer, R.Yu. Barkov, O.A. Yakovtseva, I.S. Loginova, A.V. Pozdnyakov Mater. Sci. Technol. 36 (2020) 453–459
8. S.M. Amer, A.V. Mikhaylovskaya, R.Y. Barkov, A.D. Kotov, A.G. Mochugovskiy, O.A. Yakovtseva, M.V. Glavatskikh, I.S. Loginova, S.V. Medvedeva, A.V. Pozdnyakov Alloy 73 (2021) 3092–3101
9. S. Amer, O. Yakovtseva, I. Loginova, S. Medvedeva, A. Prosviryakov, A. Bazlov, R. Barkov, A. Pozdnyakov Appl. Sci. 10 (2020) 5345
10. S.M. Amer, R.Y. Barkov, A.S. Prosviryakov, A.V. Pozdnyakov, Phys. Met. Metallogr. 122 (2021) 908–914
11. S.M. Amer, R.Y. Barkov, A.S. Prosviryakov, A.V. Pozdnyakov, Phys. Met. Metallogr. 122 (2021) 915–922
12. M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, L.E. Gorlov, M.G. Khomutov, A.V. Pozdnyakov, Metals, 13(5) (2023) 909
13. Y.V.R.K. Prasad, H.L. Gegel, S.M. Doraiavelu, J.C. Malas, J.T. Morgan, K.A. Lark, D.R. Barker, Metall. Trans. A 15 (1984) 1883–1892

УПРУГИЕ СВОЙСТВА РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ СТАННАТОВ $R_2Sn_2O_7$ И ЦИРКОНАТОВ $R_2Zr_2O_7$ (R=La-Lu): *ab initio* РАСЧЕТ

К.И. Глухов, В.А. Чернышев*, К.Г. Никулин

Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

Email: vchern@inbox.ru

Интерес исследователей к редкоземельным станнатам $R_2Sn_2O_7$ и цирконатам $R_2Zr_2O_7$ (R=La-Lu) обусловлен разнообразием их свойств и потенциальными возможностями применения [1]. Для большинства представителей ряда $R_2Sn_2O_7$ и $R_2Zr_2O_7$ (R=La-Lu) отсутствуют экспериментальные данные по упругим постоянным, модулям упругости и твердости, так, например, экспериментально определены упругие модули и твердость только 6-и из 15-и редкоземельных станнатов [2]. В данной работе были проведены расчеты кристаллической структуры и упругих постоянных всего ряда редкоземельных станнатов и цирконатов, рассчитаны модули упругости, твердость, универсальный индекс анизотропии. Также было определено влияние лантаноидного сжатия на анизотропию упругих свойств (рисунок 1).

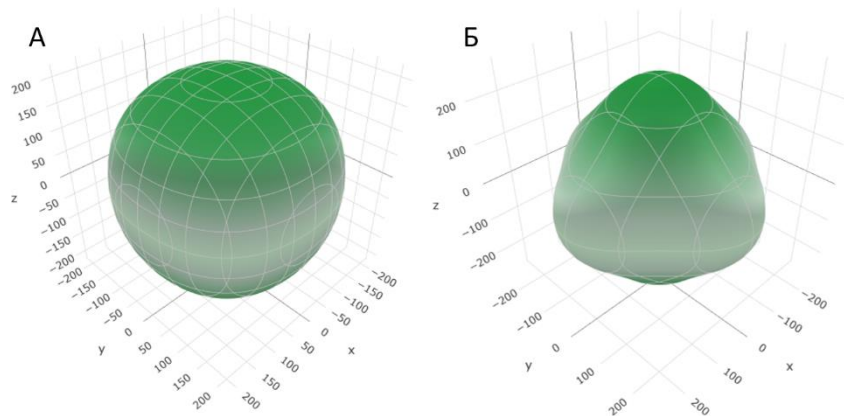


Рисунок 1. Зависимость Модуля Юнга от направления для $La_2Zr_2O_7$ (А) и $Lu_2Zr_2O_7$ (Б).

Для расчетов была использована программа CRYSTAL17 [3], предназначенная для моделирования периодических структур в рамках МО ЛКАО подхода. Все расчеты проводились в рамках теории функционала плотности с использованием гибридных функционалов, учитывающих вклад нелокального обмена в формализме Хартри-Фока. Для описания внутренних оболочек редкоземельных ионов, по $4f$ включительно, использовались квазирелятивистские псевдопотенциалы ECPnMWB [4].

Результаты расчета хорошо согласуются с имеющимися экспериментальными данными для станнатов $R_2Sn_2O_7$ и цирконатов $R_2Zr_2O_7$ ($R=La-Lu$) и дополняют их.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (проект № FEUZ-2023-0017).

Список литературы

1. M. Pokhrel, M. Alcoutlabi, Y. Mao, J. Alloys Compd. 2017, 693, с. 719-729.
2. J. Feng, B. Xiao, Z.X. Qu, R. Zhou, W. Pan, Applied Physics Letters 2011, 99, 201909.
3. CRYSTAL17 a computational tool for solid state chemistry and physics. <http://www.crystal.unito.it/index.php>.
4. Energy-Consistent Pseudopotentials of the Stuttgart/Cologne Group. <http://www.tc.uni-koeln.de/PP/clickpse.en.html>.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СЖАТИЯ Al-Cu ТВЕРДОГО РАСТВОРА С УЧЕТОМ СТРУКТУРНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

Н.А. Грачёва, Е.В. Фомин, А.Е. Майер

Челябинский государственный университет, г. Челябинск

Email: nagra45da@gmail.com

С помощью программного пакета LAMMPS [1] в рамках классической молекулярной динамики проведено моделирование одноосного сжатия и растяжения чистых металлов, алюминия и меди, и твердых растворов с различным процентным содержанием меди в матрице алюминия для температур в диапазоне от 100 до 900 К с шагом 100 К. При моделировании использовался хорошо апробированный межатомный потенциал типа ADP [2]. Алгоритм идентификации кристаллической структуры, встроенный в программу OVITO, применялся для определения объемных долей фаз.

На основе результатов моделирования сформулирована модель, которая позволяет учесть одновременно вклад фазовых переходов и дислокационной пластичности [3] в неупругое поведение металлов и сплавов. Параметры модели эволюции объемных долей фаз определялись статистическим методом Байеса. Байесовский метод идентификации

параметров использовался и для одновременного подбора оптимальных значений параметров модели пластичности, с учетом кинетики дислокаций, и модели фазовых переходов для описания релаксации касательных напряжений.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 20-11-20153-П, <https://rscf.ru/project/23-11-45024/>.

Список литературы

1. S. Plimpton, *J. Comput. Phys.* **117**, pp. 1–19 (1995).
2. F. Apostol, Y. Mishin, *Phys. Rev. B.* **83** – p. 054116 (2011).
3. T.V. Popova, A.E. Mayer, K.V. Khishchenko, *J. Appl. Phys.* **123**, 235902 (2018).

РАЗРАБОТКА ДВУХМАСШТАБНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПОРИСТОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ СМЕСИ ПЕРИКЛАЗА MgO

А.И. Дмитриев¹, А.С. Григорьев¹, Е.В. Шилько¹, А.В. Заболотский²

¹ Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ) СО РАН, г. Томск, Россия

² ООО «Группа «Магнезит», Челябинская область, г. Сатка

Email: dmitr@ispms.ru

Огнеупорные керамические материалы имеют исключительное значение для металлургии и ряда других отраслей современной промышленности, поскольку используются в качестве основной огне- и теплозащиты сталеплавильных печей, сосудов и иных высокотемпературных агрегатов. Типичные условия функционирования огнеупорных материалов подразумевают максимальные температуры до 2000°C, циклические изменения температурного режима на величины сотен градусов и потенциальные динамические механические воздействия. Все это предъявляет жесткие требования к механическим свойствам таких материалов и их температурной зависимости.

Макроскопические механические свойства огнеупорных керамик в значительной степени определяются их микроструктурой, поэтому микроскопические аспекты разрушения огнеупорных материалов при механических нагрузках привлекают особое внимание исследователей. Как показывают многочисленные работы [1, 2], эффективным инструментом для механических испытаний огнеупоров является компьютерное моделирование, которое позволяет проводить параметрический анализ и выявлять влияние состава и свойств компонентов, а также поровой структуры, на макроскопические механические свойства и разрушение. Современный подход к решению этих задач основывается на построении мезомасштабных механических моделей огнеупорных материалов и изучении механического поведения представительных объемов.

В настоящей работе на основе комплекса экспериментальных данных разработаны двухмасштабные компьютерные модели перспективных огнеупорных материалов, синтезированных из порошков шпинели и смеси шпинели и периклаза, механически активированных в течение 4 и 24 часов (S4 и S24, соответственно). Механическая модель базируется на представлении огнеупора как дисперсно-упрочненного композита и учитывает две составляющие внутренней структуры: мелкозернистые области («матрица»), с которыми связана пористость материала, и упрочняющие крупные зерна («включения»). Механическое поведение каркаса пористой матрицы и крупных зерен описывается как упруго-хрупкое. В качестве условия локального разрушения применяется трехпараметрический комбинированный критерий Друкера-Прагера-Ранкина. Для изучения особенностей механического поведения огнеупоров при динамическом

нагружении применяется обобщенная динамическая форма данного критерия, базирующаяся на использовании конечного времени инкубации разрушения.

С использованием разработанной методики двух перспективных огнеупорных керамик (S4 и S24) получены значения структурных параметров и прочностных характеристик элементов внутренней структуры. Установлено, в частности, что в огнеупоре S4 прочность на отрыв и величина сцепления мелкозернистой матрицы и ее интерфейсов с крупными зёрнами приблизительно вдвое ниже соответствующих прочностных характеристик зёрен шпинели. В то же время в огнеупоре S24 значения прочности матрицы и интерфейсов близки к соответствующим характеристикам зёрен шпинели. Полученные результаты показывают, что различие прочности огнеупорных материалов, синтезированных из порошков, механоактивируемых в течение различного времени, определяется не только различием их дефектной структуры, но в не меньшей степени и различием прочности адгезии зёрен. Так, наиболее высокое значение адгезионной прочности зёрен в огнеупоре S24 объясняется наименьшими средними размерами спекаемых частиц (зёрен), а также высокой чистотой их поверхностей после длительной (24 часа) механической активации. Полученные оценки локальных структурных и материальных параметров могут быть использованы в компьютерных моделях огнеупорных керамик на основе шпинели, в том числе для решения задач структурного дизайна и прогнозирования влияния механической активации порошков на механические свойства спеченных шпинелевых керамик.

Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда № 22-19-00688, <https://rscf.ru/project/22-19-00688>

Список литературы

1. A.S. Grigoriev, A.V. Zabolotskiy, E.V. Shilko, A.I. Dmitriev, K. Andreev, Materials 2021, 14, 7376.
2. W. Du, S. Jin, Materials 2022, 15 7650.

ДВУХУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АДДИТИВНЫХ КОМПОЗИТОВ

**А.В. Землянов¹, Д.Д. Гатиятуллина^{1,2}, Р.Р. Балохонов¹, В.Р. Утяганова¹,
И.Р. Ивашов^{1,3}, Е.М. Дымнич¹**

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Email: zem.aleks99@mail.ru

Из существующих аддитивных технологий одной из перспективных является проволочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП), которая позволяет получать изделия с низкодефектной структурой [1-4]. На основе экспериментальных исследований микроструктуры напечатанного алюминиево-кремниевого сплава, было установлено, что на масштабном уровне десятков микрон наблюдается дендритная структура в эвтектическом каркасе (Рис. 1а, б, Уровень 1), а на более низком масштабном уровне порядка нескольких сотен нанометров материал эвтектики представляет собой классический дисперсно-упрочненный композит «алюминиевая матрица – частицы кремния» (Рис. 1в, г, Уровень 2) [5]. Таким образом, предлагается определять пластические свойства и характеристики разрушения на Уровне 2 и использовать их в качестве эффективных свойств эвтектического каркаса на Уровне 1. Динамические краевые задачи решаются с помощью программного пакета ABAQUS/Explicit методом конечных элементов. Учитывается разрушение частиц кремния и алюминия с помощью критерия,

сформулированного в терминах интенсивности напряжений и накопленной пластической деформации.

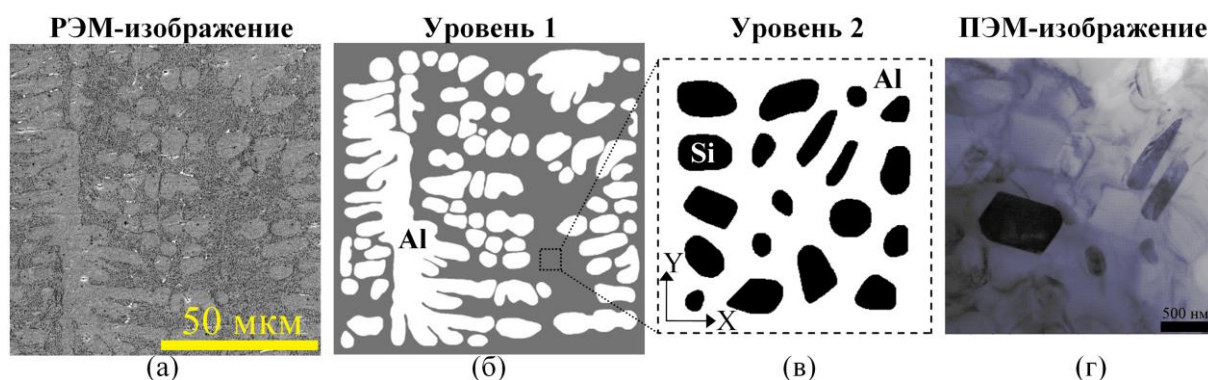


Рисунок 1. Экспериментальная (а) и модельные структуры напечатанного сплава AlSi12 на масштабном уровне дендритов (б) и отдельных частиц кремния (в).

Индукцированные охлаждением после плавления материала остаточные напряжения вызывают перестройку напряженно-деформированного состояния при последующем растяжении алюминиево-кремниевое композита на Уровне 2. На макроскопической кривой течения композита наблюдается падение напряжений, которое связано с переходом частиц кремния из состояния сжатия в состояние растяжения.

Результаты моделирования показали, что разрушение аддитивного композита на Уровне 1 происходит в эвтектическом каркасе. Зарождается магистральная трещина, которая разделяет рассматриваемый объем материала на две части и распространяется под углом 60 градусов к направлению приложения механической нагрузки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-11-00222, <https://rscf.ru/project/23-11-00222/>.

Список литературы

1. Землянов А.В., Гатиятуллина Д.Д., Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Никонов С.Ю., Романова В.А., Балохонов Р.Р. // Физ. мезомех. – 2023. – Т. 26. – № 4. – С. 103–116
2. А.П. Зыкова, А.В. Николаева, А.В. Воронцов, А.В. Чумаевский, С.Ю. Никонов, Е.Н. Москвичев, Д.А. Гурьянов, Н.Л. Савченко, Е.А. Колубаев, С.Ю. Тарасов // Физ. мезомех. - 2022. - Т. 25. - № 6. - С. 5-25
3. V.R. Utyaganova, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, A.V. Vorontsov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, A.V. Chumaevskii, V.E. Rubtsov, S.Y. Tarasov // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2020. – Vol. 108. – P. 2823–2838.
4. Utyaganova V., Filippov A., Tarasov S. et al. Mater. Character. – 2021. – V. 172. – P. 110867.
5. W. Huang, S. Chen, J. Xiao X. Jiang, Y. Jia // Optics and Laser Technology. – 2021. – Vol. 134. – P. 106627.

ЭФФЕКТ СКРУЧИВАНИЯ ТЕТРАХИРАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ЕЕ ПАРАМЕТРОВ

К.В. Иохим^{1,2}, С.С. Киселев^{1,2}, Л.Р. Ахметшин^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

²Томский государственный университет

Email: iokhim.k@mail.ru

Метаматериалы представляют собой искусственно созданные материалы и состоят из периодически или непериодически расположенных элементарных ячеек [1]. При тщательном и разумном проектировании они могут проявлять особые и практические свойства и функции, такие как появление дополнительной степени свободы [2] или отрицательный коэффициент Пуассона [3]. Эти нетрадиционные физические свойства

позволили метаматериалам широко использоваться во многих областях техники, включая сбор энергии [4], механическое оборудование [5] и контроль вибрации [6].

На основании геометрической конфигурации и механизмов деформации можно выделить три распространенных ауксетичных метаматериала (отрицательное значение коэффициента Пуассона): возвратные структуры, хиральные структуры и вращающиеся полигональные структуры [7]. Тетрахиральные структуры интересны тем, что помимо ауксетических свойств, они проявляют эффект «одноосное нагружение–скручивание». Из типичных хиральных решетчатых структур [8] для настоящей работы выбрана тетрахиральная решетчатая структура. Двухмерный тетрахиральный метаматериал может рассматриваться как мозаика [9]. Исследование эффекта «одноосное нагружение–скручивание» в двухмерном тетрахиральном метаматериале главная задача данного исследования.

Тетрахиральная структура имеет четыре связки, соединенные по касательной с кольцом. Тетрахиральная структура определяется следующими параметрами: l – длина ячейки, t – толщина связки h – ширина структуры, r_1 – внутренний радиус, r_2 – внешний радиус. В работе изучался вопрос влияния параметров тетрахиральной структуры, а именно площади поперечного сечения связок с кольцом (рисунок 1а и б) и размера кольца (рисунок 1в и г), на деформационное поведение метаматериала. Для исследования были построены образцы и смоделированы в условиях одноосной нагрузки с использованием метода конечных элементов. Подробное описание использованного метода моделирования можно найти в [10]. Свойства базового материала, использованные в данной работе, составляли 2,6 ГПа для модуля Юнга и 0,4 для коэффициента Пуассона. Решение было получено с использованием линейной теории упругости.

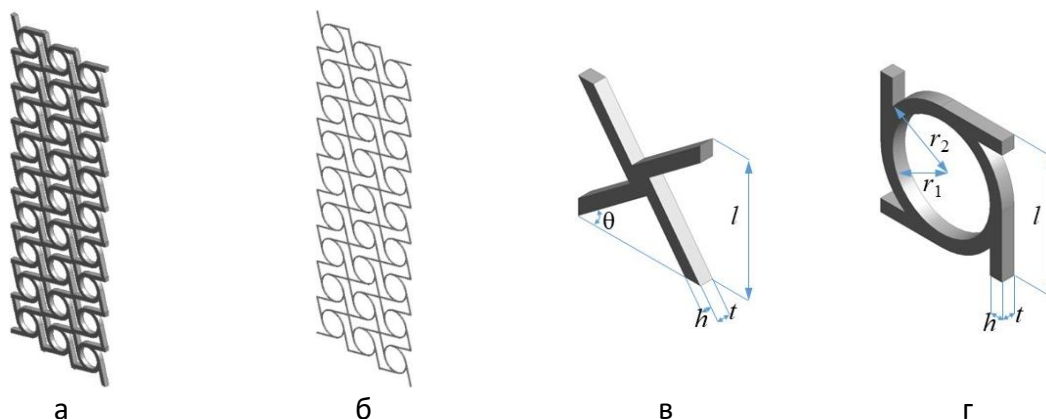


Рисунок 1. Образцы из тетрахиральной структуры с различной площадью поперечного сечения (а и б), и тетрахиральная структура с предельными значениями размера кольца (в и г).

Метаматериал с хиральной структурой деформируется преимущественно за счет сочетания вращения кольца и изгиба связок [11]. На рисунке 2 показан график изменения отклонения верхней грани образца в зависимости от интересующих нас параметров – внешний радиус и площадь поперечного сечения структурных элементов метаматериала. Приложенная сжимающая нагрузка создает на кольцах крутящий момент, заставляющий их вращаться в плоскости. Это вращение создает момент на связках, соединенных с каждым кольцом, заставляя их сгибаться. В результате исходные гибкие квадратные ячейки принимают форму параллелограмма, что соответствует сдвигу.

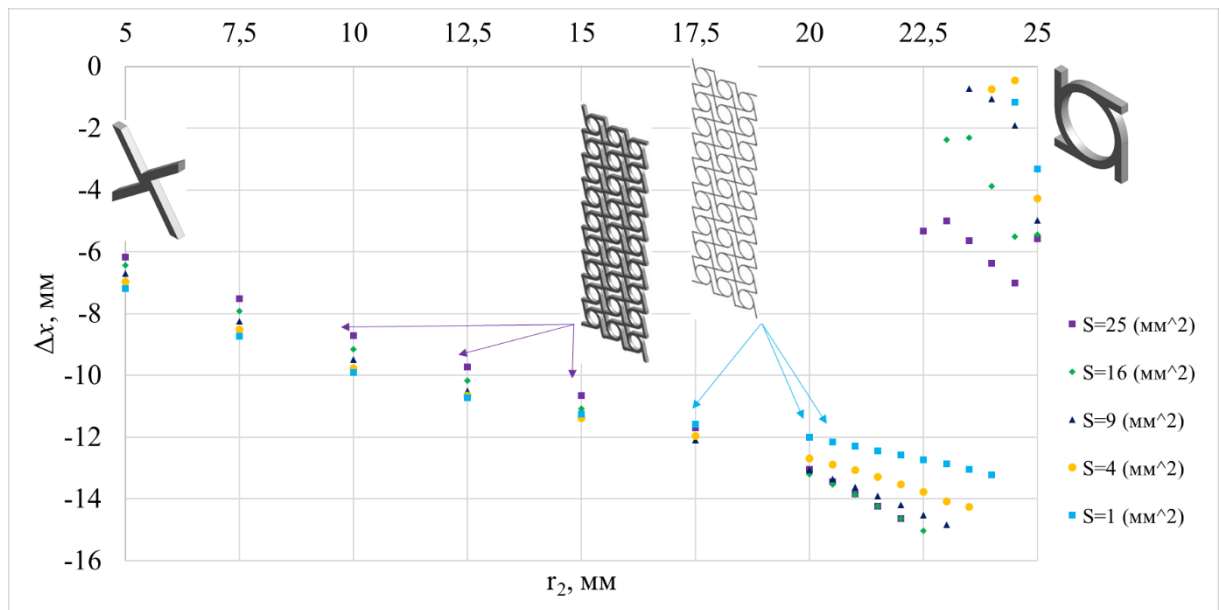


Рисунок 2. Отклонение образца при одноосном нагружении.

График зависимости следует делить на два участка, в первом наблюдается плавное увеличение значения отклонения, результаты отклонения на втором участке значительно отличаются из-за нарушения хиральности – контакт соседних ячеек и связок с кольцом.

В результате численного моделирования изучено влияние изменения параметров хиральной структуры двумерного образца метаматериала на его деформацию и эффекта «одноосное нагружение–скручивание». Результаты получены при совместном варьировании параметров хиральной структуры, то есть изменении площади поперечного сечения структурных элементов метаматериала. Это свидетельствует о том, что варьированием параметров можно достигнуть требуемого механического поведения метаматериала, а также контролировать его эффективные упругие характеристики.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00402, <https://rscf.ru/project/23-29-00402/>.

Список литературы

1. L. Bao, T.J. Cui, *Microwave and Optical Technology Letters*, **62**, сс. 9–32 (2020).
2. M.-H. Fu, B. B. Zheng, W.-H. Li, *Composite Structures*, **176**, сс. 442–448 (2017).
3. Y.L. Wei, Q.S. Yang, X. Liu, R. Tao, *Smart Materials and Structures*, **29**(8), pp. 085003 (2020).
4. D.H. Le, H. Jeong, T.L. Pham, D.L. Vu, S. Lim, *Smart Materials and Structures*, **30**(7), pp. 075002 (2021).
5. Z.C. Dong, Y. Li, T. Zhao, W.W. Wu, D.B. Xiao, J. Liang, *Materials & Design*, **182**, pp. 108036 (2019).
6. Y.R. Tian, Y.F. Shen, *Journal of Sound and Vibration*, **485**, pp. 115566 (2020).
7. X. Ren, R. Das, P. Tran, T.D. Ngo, Y.M. Xie, *Smart Materials and Structures*, **27**(2), pp. 023001 (2018).
8. W. Zhang, R. Neville, D. Zhang, F. Scarpa, L. Wang, R. Lakes, *International Journal of Solids and Structures*, **141-142**, pp. 254–263 (2018).
9. L. Mizzi, A. Spaggiari, *International Journal of Solids and Structures*, **238**, pp. 111428 (2022).
10. Л.Р. Ахметшин, И.Ю. Смолин, *Вестник Томского государственного университета. Математика и механика*, **77**, сс. 27–37 (2022).
11. A. Alderson, K.L. Alderson, D. Attard, K.E. Evans, R. Gatt, J.N. Grima, W. Miller, N. Ravirala, C.W. Smith, K. Zied, *Composites Science and Technology*, **70**, 7, pp. 1042-1048 (2010).

ВЛИЯНИЕ АРХИТЕКТУРЫ МЕДНО-ГРАФЕНОВОГО КОМПОЗИТА НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ТЕПЛОПЕРЕДАЧИ

А.М. Казаков¹, Г.Ф. Корзникова², Е.А. Корзникова^{1,2}

¹Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

Email: arseny.m.kazakov@gmail.com

Изучение композитов металл–графен имеет большое значение, поскольку они представляют собой универсальные материалы с высокой теплопроводностью, механической прочностью и электрическими свойствами. Архитектура медно–графеновых композитов играет решающую роль в достижении баланса между повышением теплопроводности за счет нового транспортного канала, охватывающего широкий частотный диапазон, и рассеиванием тепла на границах раздела. В данной работе представлены результаты моделирования, касающиеся влияния графена на коэффициент теплопроводности в медно–графеновых композитах, с акцентом на количество графеновых слоев, их длину и расположение.

Моделирование было проведено с использованием бесплатного пакета для молекулярной динамики LAMMPS [1], а для визуализации результатов использовалась программа OVITO [2]. Периодические граничные условия были приложены по всем трем ортогональным направлениям. Температуры горячего и холодного блоков равнялись 320 К и 280 К, соответственно, а контроль температуры осуществлялся при помощи термостата Ланжевена. На рис. 1 показана схема расчетной ячейки.

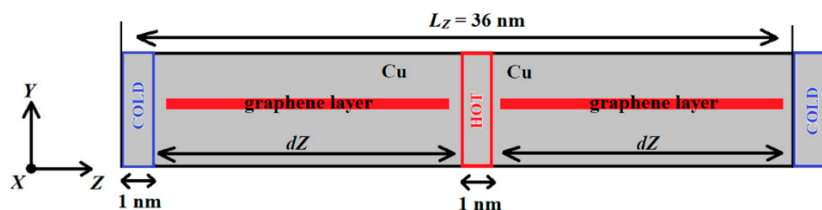


Рис. 1 Схема ячейки моделирования с расположением температурных блоков и краями периодических граничных условий вдоль оси Z

Для системы медь–графен было важно выбрать потенциалы, способные точно описывать ковалентные связи внутри графена, взаимодействие между атомами меди и графеном, а также взаимодействия между атомами меди. Таким образом, для взаимодействия графен-графен был выбран потенциал AIREBO [3], для взаимодействия медь-медь – потенциал Zhou [4], а для взаимодействия медь-графен – потенциал Морзе. На рис. 2 изображены ячейки моделирования с различным положением слоев графена относительно медной матрицы.

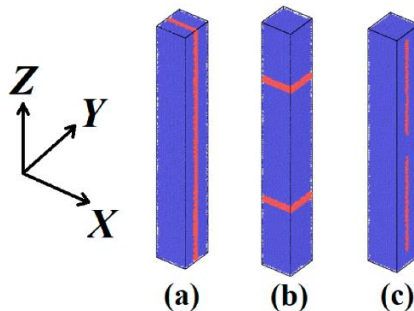


Рис. 2 Рассмотренные архитектуры медно-графеновых композитов

Результаты моделирования показали, что коэффициент теплопроводности композита увеличивается только в случае бесконечных слоев графена вдоль оси Z. И наоборот, снижение теплопроводности наблюдается в других случаях, в частности, для слоев графена размером 15 нм и 8 нм, которые расположены внутри медной матрицы, за счет рассеивания тепла на границах раздела. В случае же расположения графена перпендикулярно оси Z, слои графена выступают барьером, и распространения тепло не наблюдается. В таблице 1 представлены значения коэффициента теплопроводности для всех рассмотренных композитов.

Табл. 1 Коэффициенты теплопроводности композитов

Количество слоев графена	κ , W/(m*K)				
	Чистая медь	Бесконечные слои графена вдоль оси Z	Бесконечные слои графена перпендикулярно оси Z	Графеновые слои длиной 15 нм	Графеновые слои длиной 8 нм
1	380	414.2	2.51	205.9	272.6
2		654.6	2.18	179.1	246.8
3		803.3	1.53	163.6	240.8

Анализируя полученные значения, можно сказать, что в случае бесконечных графеновых слоев коэффициент теплопроводности композита монотонно растет с увеличением количества слоев, и только такой вариант архитектуры способствует повышению теплопроводности композита. В случаях, когда графен имеет конечную длину, значение коэффициента теплопроводности композита гораздо меньше зависит от количества слоев графена, что связано с распределением фононов по частотам.

В целом, результаты моделирования дают ценную информацию о сложностях и проблемах, которые могут возникнуть при проектировании и разработке графеновых композитов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 23-29-00863).

Список литературы

1. S. Plimpton. *Journal of Computational Physics* **117**, pp. 1–19 (1995).
2. A. Stukowski. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* **18**, 015012 (2010).
3. S.J. Stuart, A.B. Tutein, J.A. Harrison. *Journal of Chemical Physics* **112**, pp. 6472–6486 (2000).
4. X. Zhou, H. Wadley, R. Johnson, et al. *Acta Materialia* **49**, pp. 4005–4015 (2001).

ПРЕДСКАЗАНИЕ ПРОЧНОСТИ ПЕРФОРИРОВАННЫХ ПРЕГРАД С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСКУССТВЕННЫХ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ

Н.А. Казаринов^{1,2}, А.А. Хворов³

¹ Санкт-Петербургский государственный университет

² Институт проблем машиноведения РАН

³ Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики»

Email: n.kazarinov@spbu.ru

Применение методов машинного обучения к инженерным задачам и к проблемам механики в целом интенсивно изучалось значительным числом исследовательских групп по всему миру. Значительный успех был достигнут в соединении искусственных нейронных сетей (ИНС) с численными методами, используемыми в гидродинамике. Здесь можно упомянуть работы по применению глубокого усиленного обучения для оптимизации формы и контроля [1,2]. ИНС также используются для быстрого получения решений задач гидродинамики, которые обычно требуют значительных вычислительных ресурсов [3].

ИНС активно внедряются в область механики твердого тела, будучи особенно эффективными для проектирования композитов и прогнозирования их механических свойств [4,5,6]. В настоящее время также активно изучаются методы глубокого обучения для задач оптимизации топологии [7]. Более того, подходы, основанные на машинном обучении, используются для эффективного проектирования сложных материалов, таких как метаматериалы и наноматериалы со специфическими механическими свойствами [8,9].

Во многих из вышеупомянутых работ методы машинного обучения сочетаются с классическими численными методами, такими как метод конечных разностей или метод конечных элементов: нейронные сети обучаются с использованием численно полученных наборов данных, а затем способны прогнозировать результаты для еще не решенных задач. Такой подход представляется особенно многообещающим для задач, требующих огромных вычислительных ресурсов и требующих значительного времени для решения. Оценка прочности материала в условиях ударного нагружения является типичным представителем таких проблем, поскольку следует учитывать переходные процессы, использовать динамические модели разрушения и обычно задействовать контакт. Здесь можно упомянуть ряд работ [10-13], включая прогнозирование и оптимизацию ударной вязкости слоистых материалов, и использование методов машинного обучения для ускорения динамических расчетов FEM [14].

В данной работе ИНС используются для быстрой оценки ударной прочности пластин из ПММА с произвольной перфорацией (конфигурациями отверстий). Нейронные сети обучались на массивах данных, полученных при помощи метода конечных элементов. При этом исследовались пластины с различным разрешением конфигураций перфораций (рисунок 1).

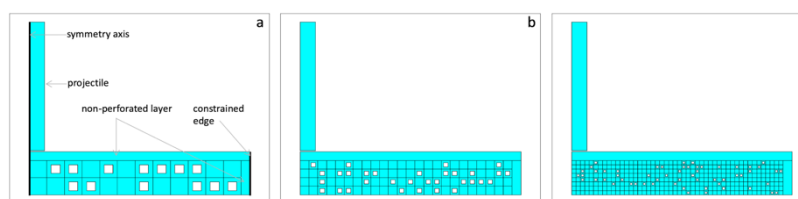


Рисунок 1. Примеры исследованных в работе пластин с перфорацией. Задачи решались в условиях осевой симметрии..

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 22-71-10019

Список литературы

1. P. Garnier, J. Viquerat, J. Rabault, A. Larcher, A. Kuhnle, E. Hachem, *Computers & Fluids* 225, 2021, 104973
2. Xinshuai Zhang, Fangfang Xie, Tingwei Ji, Zaoxu Zhu, Yao Zheng, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, Volume 373, 2021, 113485, ISSN 0045-7825,
3. S. Lee, D. You, *Journal of Fluid Mechanics* 879, 2019, 217-254, doi:10.1017/jfm.2019.700
4. D.W. Abueidda, M. Almasri, R. Ammourah, U. Ravaioli, I. M. Jasiuk, N. A. Sobh *Composite Structures* 227, 2019, 111264,
5. M. Lefik, D.P. Boso, B.A. Schrefler *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, Volume 198, Issues 21–26, 2009, Pages 1785-1804, ISSN 0045-7825, <https://doi.org/10.1016/j.cma.2008.12.036>.
6. C. Yang, Y. Kim, S. Ryu, G.X. Gu, *MRS Communications* 9, 2019, 609–617.
7. I. Sosnovik, I. Oseledets, *Russian Journal of Numerical Analysis and Mathematical Modelling* 34(4), 2019, 215-223,

8. K. Greff, R. M. J. van Damme, J. Koutnik, H.J. Broersma, J.O. Mikhal, C. P. Lawrence, W. G. van der Wiel, J. Schmidhuber, International journal on advances in intelligent systems, 9(3&4), 2017, 339-351
9. H.T. Kollmann, D.W. Abueidda, S. Koric, E. Guleryuz, N.A. Sobh, Materials & Design 196, 2020, 109098, ISSN 0264-1275,
10. M.V. Mousavi, H. Khoramishad, International Journal of Impact Engineering, 2020, 103692
11. A.M. Remennikov, T.A. Rose, International Journal of Impact Engineering 34(12), 2007, 1907–1923, doi:10.1016/j.ijimpeng.2006.11.0
12. Yong, M., Falzon, B. G., & Iannucci, L. (2008). International Journal of Impact Engineering, 35(11), 1293–1302.
13. N. Kılıç, B. Ekici, S. Hartomacıoğlu, Defence Technology, Volume 11(2), 2015, 110-122,
14. C.P. Kohar, L. Greve, T.K. Eller, D.S. Connolly, K. Inal, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 385, 2021, 114008,

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ НА СДВИГОВУЮ ПРОЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

А.В. Караваев, Р.М. Кичигин, П.В. Чирков, В.В. Дремов

Федеральное государственное унитарное предприятие «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский Научно-Исследовательский Институт Технической Физики им. академика Е.И. Забабахина», Снежинск, 454070 Россия

Email: a.v.karavayev@vniitf.ru

Статические прочностные характеристики конструкционных материалов имеют первостепенное значение для анализа несущей способности конструкций в условиях механических нагрузок. Такие механические характеристики конструкционных материалов как предел упругости, предел прочности, пластичность в отличие, например, от упругих модулей являются очень чувствительными к присутствию в изучаемом материале загрязнений и нарушений кристаллической структуры. Прямое численное атомистическое моделирование статических прочностных характеристик реальных материалов является весьма нетривиальной задачей в силу того, что типичные временные масштабы, доступные для прямого моделирования в рамках Классической Молекулярной Динамики (КМД) за разумное время, не превосходят сотен наносекунд. Это означает, что прямое КМД моделирование деформации материала при постоянных скоростях деформации может быть выполнено только для режимов с весьма большими скоростями деформации, при которых предел текучести и другие механические прочностные характеристики определяются микроскопическими механизмами, отличными от доминирующих при низких (квазистатических) скоростях деформации.

С микроскопической точки зрения пластические свойства кристаллических конструкционных материалов определяются динамикой протяженных дефектов кристаллической структуры (краевых и винтовых дислокаций, плоскостей дефектов упаковки, границ двойникования, межзеренных границ) и взаимодействием между ними, а также с другими присутствующими в материале дефектами кристаллической структуры (включениями, выделениями вторичных фаз, дислокационными петлями, кластерами точечных дефектов и т.п.). Моделирование динамики уединенных краевых и винтовых дислокаций в материалах с различными кристаллическими структурами проводилось ранее в рамках КМД многими исследователями. Однако такие расчеты в подавляющем большинстве выполнялись для весьма значительных скоростей деформации. Известно, что напряжение пластического течения зависит от скорости деформации. Наиболее ярко это проявляется при скоростях деформации, превышающих $\sim 10^3\text{--}10^4\text{ с}^{-1}$. При низких скоростях пластической деформации (иными словами, при низких скоростях скольжения дислокаций) дислокации преодолевают потенциальный барьер, препятствующий скольжению в результате совместного действия внешних напряжений и тепловых флуктуаций. При этом для обеспечения высоких скоростей пластической деформации

необходимо обеспечение гораздо более высоких напряжений. При высоких скоростях пластической деформации (превосходящих $\sim 10^4 \text{ с}^{-1}$ для большинства чистых металлов) действующих напряжений достаточно для обеспечения динамического скольжения дислокаций без дополнительной «помощи» тепловых флуктуаций. В режиме высоких скоростей пластической деформации основным механизмом, лимитирующим скорость скольжения дислокаций в различных кристаллических структурах, является фоннное торможение, в результате которого энергия движения дислокации передается в колебания решетки (возбуждение фононов) с последующей передачей части энергии в электронную подсистему через электрон-фононное взаимодействие.

В данной работе для определения пластических характеристик сталей использован метод релаксации сдвиговых напряжений, основанный на численном анализе процесса релаксации касательных напряжений в специально сконструированных образцах специальной ориентации, содержащих уединенные краевые дислокации. Предлагаемый метод позволяет получать в единичном расчете всю зависимость скорости скольжения дислокаций от величины приложенного сдвигового напряжения при интересующих условиях, включая ветвь торможения на фононах и участок линейного изменения скорости дислокаций с изменением напряжения. Кроме того, метод позволяет в том же расчете оценивать напряжение, при котором происходит остановка дислокаций, то есть оценивать напряжение Пайерлса и рассчитывать оценку квазистатического предела текучести. Полученные при различных температурах значения предела текучести для модельных аустенитных сталей демонстрируют хорошее согласие с доступными в литературе результатами экспериментальных измерений. Разработанный метод расчета предела текучести применим не только к чистым монокристаллическим материалам. Продемонстрирована его эффективность для сплавов с учетом поликристаллической структуры и внутризеренных дефектов различной природы и геометрии.

В настоящей работе также проведена разработка вычислительных инструментов для расчета характеристик радиационного упрочнения (изменения сдвиговой прочности) в феррито-мартенситных сталях по механизму дисперсного упрочнения при реакторном облучении. Для этого использовались результаты крупномасштабных КМД расчетов взаимодействия дислокаций с преципитатами, а также, результаты расчетов и экспериментальная информация по кинетике образования преципитатов вторичных фаз и упорядоченных структур с учетом параметров облучения. Результаты расчетов упрочнения с использованием разработанных вычислительных инструментов проверяются с использованием имеющихся экспериментальных данных по радиационному упрочнению рассматриваемых классов материалов.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ БИНАРНЫХ СИСТЕМ

Р.М. Кичигин, П.В. Чирков, А.В. Караваяев, В.В. Дремов

Федеральное государственное унитарное предприятие «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский Научно-Исследовательский Институт Технической Физики им. академика Е.И. Забабахина», Снежинск, 454070 Россия

Email: a.v.karavayev@vniitf.ru

Механические и инженерные характеристики конструкционных материалов в значительной мере определяются микроструктурой материала: наличием инородных включений, структурой дефектов кристаллической решетки и т.п. Именно условия, в которых происходит процесс затвердевания, оказывают существенное влияние на фазовый состав, зеренную структуру, плотность дефектов и другие микроскопические параметры.

При затвердевании бинарных систем и сплавов могут проявляться дополнительные особенности процесса роста кристаллической фазы, связанные с отличиями температур солидуса и ликвидуса, отличиями базовых кристаллических структур, эвтектоидными распадами.

В работе осуществлен выбор и верификация моделей межатомного взаимодействия для КМД моделирования с точки зрения описания кристаллизации из расплава применительно к бинарным системам и сплавам со значительным отличием температур солидуса и ликвидуса. Выполнена верификация используемых потенциалов на основании термодинамических расчетов для определения равновесных параметров плавления по доступным экспериментальным данным. Так на рисунке 1 представлена приведена фазовая диаграмма бинарного сплава Cu-Ni, рассчитанная в данной работе, и известные экспериментальные данные по положению линий солидуса и ликвидуса [1-4]. Полученные результаты с высокой точностью воспроизводят результаты экспериментов.

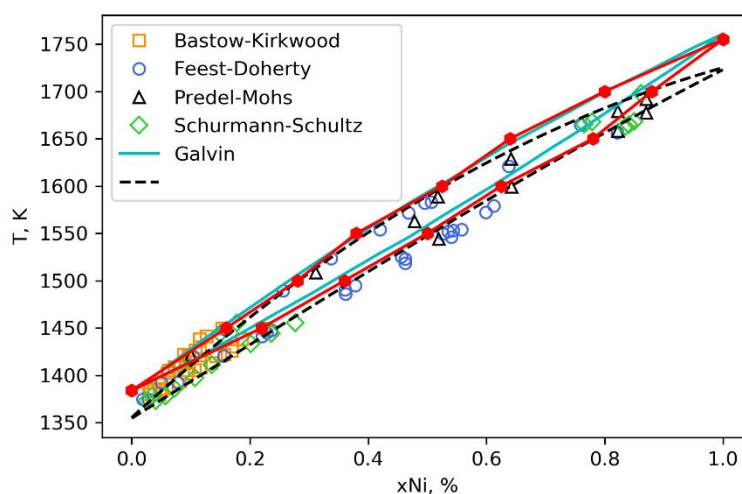


Рисунок 1. Бинарная фазовая диаграмма (линии солидуса и ликвидуса) для бинарного сплава Cu-Ni: красная линия с закрашенными шестиугольниками – расчет СМІ методом (настоящая работа), остальными маркерами показаны результаты экспериментов [1-4]; пунктирная линия – аппроксимация совокупности экспериментальных данных; бирюзовые линии – результаты расчетов линии солидуса и ликвидусу из работы [5]

Определены условия образования, характеристики и особенности эволюции кристаллической структуры в процессе затвердевания бинарных систем и сплавов со значительным отличием температур солидуса и ликвидуса из расплава.

Проведены крупномасштабные КМД расчеты перераспределения компонент бинарного сплава Mo-Ni со SNAP потенциалом [6] при его кристаллизации из расплава. На рисунке 2 представлены концентрации никеля в моделируемом образце сплава Mo с 14 ат. % Ni. Из-за значительного отличия линий солидуса и ликвидуса при росте кристаллитов из чистого молибдена происходит перераспределение компонент сплава. При достижении равновесия концентраций компонент в кристалле и в расплаве, соответствующих значениям концентраций на линиях солидуса и ликвидуса при данной температуре, рост кристаллитов прекращается.

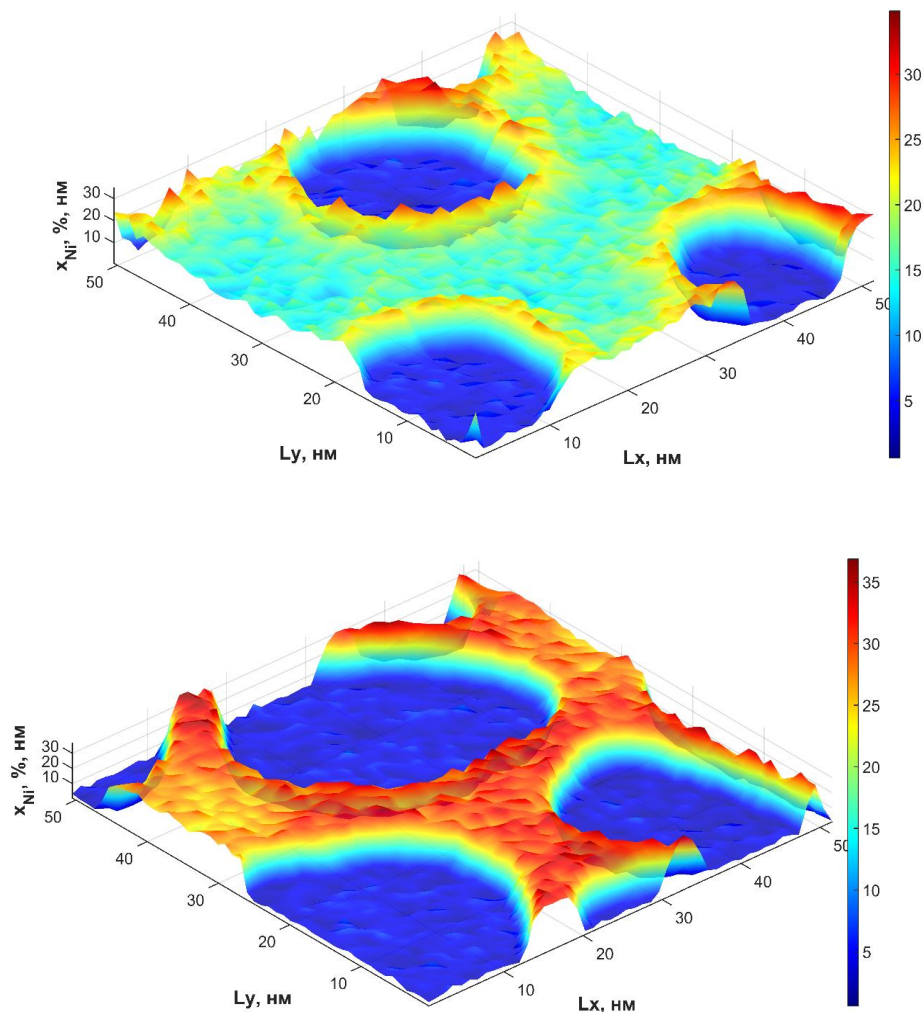


Рисунок 2. Профиль концентрации никеля в моделируемом образце сплава Mo с 14 ат. % Ni при росте кристаллитов на момент времени $t = 4$ нс и $t = 10$ нс

Список литературы

1. Bastow B. D., Kirkwood D. H. *Journal of the Institute of Metal*, Vol. **99**, P. 277, (1971).
2. Feast E. A., Doherty R. D. *Journal of the Institute of Metal*, Vol. **3**, P. 102, (1971).
3. Predel B., Mohs R *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Vol. **42**, P. 575, (1971).
4. Schurmann E., Schultz E. *International Journal of Materials Research*, Vol. **62**, P. 758, (1971).
5. Galvin C. O. T., Grimes R. W., Burra P. A. *Computational Materials Science*, Vol. **186**. P. 110016, (2021).
6. X.-G. Li, C. Hu, C. Chen et al. // *Physical Review B.*, Vol. **98.**, P. 094104, (2018).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИКИ СЖАТИЯ ДВУМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Е.А. Корзникова^{2,3,6}, В.А. Брызгалов^{1,2}, А.С. Семенов⁴, С.В. Дмитриев⁵

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

² Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

³ Академия наук Республики Башкортостан, г. Уфа, Россия

⁴ Мирнинский политехнический институт (филиал) Северо-Восточного федерального университета, г. Мирный, Россия

⁵ Институт физики молекул и кристаллов Уфимского научного центра РАН, г. Уфа, Россия

⁶ Институт Проблем Машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия

Двумерные материалы, состоящие одного слоя либо из нескольких слабо связанных жестких слоев [1,2], представляют интерес в современном материаловедении, поскольку они проявляют новые механизмы деформации при сжатии вдоль слоев. В отличие от трехмерных материалов в них могут большое значение иметь такие механизмы как выход из плоскости и\или изменение углов ковалентных связей. Вклад того или иного механизма зависит как от особенностей самой структуры, так и от скорости деформации. Особенности высокоскоростной деформации таких материалов остается в основном неизученной, в то время как некоторые потенциальные области применения, такие как баллистическая защита или высокочастотное нагружение, диктуют необходимость таких исследований. Данная работа посвящена моделированию плоских ударных волн, распространяющихся в двумерных материалах и приводится сравнение со сжатием реализуемым в квазистатических условиях.

В исследовании используется декартова система координат, ось X соответствует направлению зигзаг, а ось Y – направлению кресло. В работе рассматривается двумерная нанолента графена с гексагональной структурой. В качестве основного метода исследования был использован метод молекулярной динамики, который ранее зарекомендовал себя как эффективный инструмент анализа различных аспектов изменения структуры различных материалов.

Расчеты показали, что солитонная волна, распространяющаяся со сверхзвуковой скоростью, инициируется при ударе каждого атома ряда решеток с начальной скоростью $v_0 \sim 4.5$ км/с. В зависимости от энергии инициирующего солитон начального воздействия также меняется скорость распространения и энергия солитона, а также уровень сжатия. В рассматриваемых случаях скорость солитона всегда была больше скорости звука ($v_s \sim 20$ км/с для графена [3]). Теперь рассмотрим, как меняется скорость и энергия солитона в течение времени для всех рассмотренных выше случаев. На графиках на Рис.1 (Справа (а)) показана эволюция (для 1го ряда атомов вдоль распространения солитона) энергии солитона во времени, а на Рис.1 (слева (б)) – эволюция скорости солитона во времени.

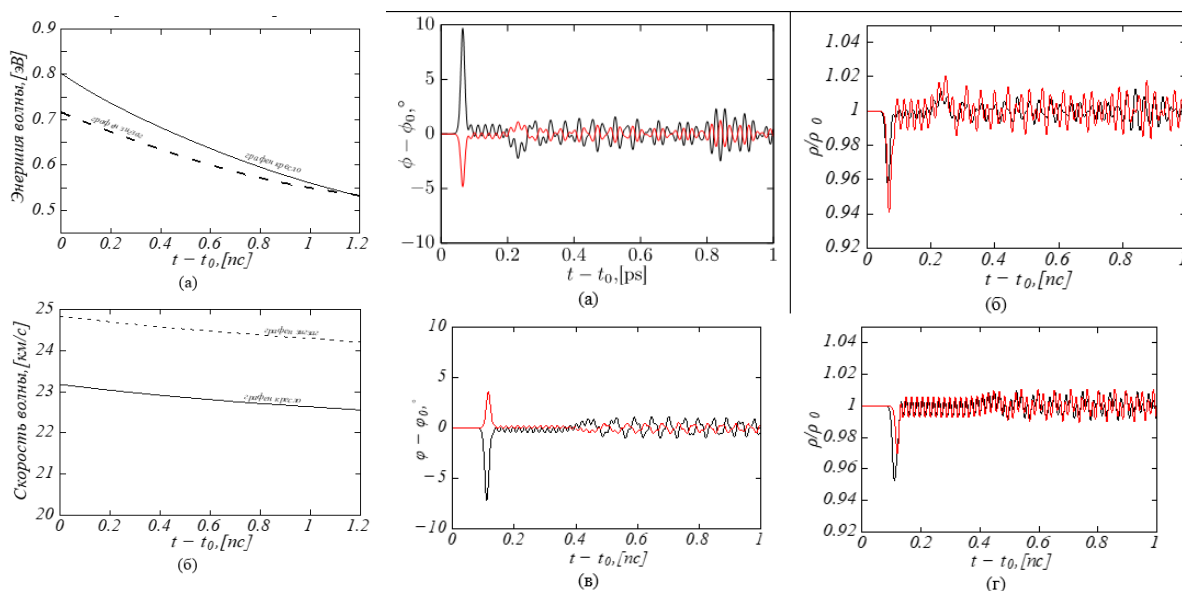


Рисунок 1. (Слева) Эволюция энергии (а) и скорости солитона (б) во времени для $E_0 - E_{rest}$.

Сплошная линия для направления кресло, штрихованная - зигзага. $T_0 = 1$ пс. (Справа) Динамика угла ϕ и длины r связи во времени при прохождении через атомы солитонной волны. Черный цвет кривых зависимостей соответствует углу ϕ_1 и длине r_1 , красный – углу ϕ_2 и длине r_2 . Левые графики соответствуют зависимостям $\phi(t) - \phi_0$, а правые – $r/r_0(t)$. (а) и (б) - графен, направление кресло, (в) и (г) - графен, направление зигзаг

Показано, что затухание ударной волны происходит быстрее для волн, движущихся вдоль направления кресло, по сравнению с направлением зигзаг. Если рассмотреть интенсивность этих колебаний, то видно, что колебания в направлении зигзаг более высокочастотные, чем для направления кресло. Через определенное время регулярная мода разрушается и устанавливаются хаотические фоновые колебания, интенсивность которых для направления кресло значительно выше чем для направления зигзаг, при этом можно отметить, что хаотические колебания в направлении зигзаг имеют более низкочастотные компоненты, чем в случае кресла, что ассоциируется с меньшими потерями энергии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант РНФ 23-11-00364).

Список литературы

1. X. Liu, F. Wang, H. Wu, *Physical Chemistry Chemical Physics* **17** (47), pp. 31911–31916 (2015)
2. В. А. Еремеев, Е. А. Иванова, Н. Ф. Морозов *Известия Саратовского университета* **8**(3), pp. 25–32. (2008)
3. X. Cong et al. *Carbon* **149**, pp 19–24 (2019)

РАСЧЕТ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ КОЭФФИЦИЕНТА САМОДИФФУЗИИ ПО СИММЕТРИЧНЫМ НАКЛОННЫМ ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН $\Sigma 5(210)$ И $\Sigma 3(112)$ В ОЦК-ЖЕЛЕЗЕ

А.И. Кочаев, П.Е. Львов

ФГБОУ ВО Ульяновский государственный университет, 432017 г. Ульяновск, Россия

Email: a.kochaev@gmail.com

Диффузия атомов и дефектов по границам зерен (ГЗ) осуществляется значительно быстрее, чем в объеме зерен [1], что приводит существенному отличию временных масштабов различных процессов, обусловленных переносом атомов в металлах и сплавах. В связи с этим корректное определение коэффициентов зернограничной диффузии (D) имеет принципиальное значение для прогнозирования фазовых превращений, а также изменения микроструктуры металлов и сплавов, в процессе термического или радиационного старения, а также в условиях деформации [1-4]. Коэффициент зернограничной диффузии в металлах определяется экспериментально с помощью изотопных индикаторов при сравнительно высоких температурах [1], которые обычно экстраполируются в координатах Аррениуса в область более низких температур, где определение коэффициентов диффузии затруднено из-за медленности диффузионных процессов. В связи с этим часто используются методы атомистического моделирования, в которых коэффициент диффузии определяется из анализа динамики атомов решетки. Точность расчета коэффициента диффузии при этом напрямую зависит от качества подбора потенциала межатомного взаимодействия.

Более точным методом определения коэффициентов диффузии являются расчеты электронной структуры материалов из первых принципов, которые позволяют получить углубленное понимание процессов переноса на атомарном уровне, а также более корректно определить энергию активации диффузии E_a^f [5,6]. Переход к температурным зависимостям коэффициента диффузии может быть выполнен с помощью закона Аррениуса ($D = D_0 \exp[-E_a^f / (k_B T)]$), k_B – постоянная Больцмана, T – температура, D_0 – константа, интерпретируемая как количество попыток преодоления барьера активации в единицу времени. Методика расчета сводится к вычислению барьеров миграции и энергий формирования вакансий и междоузлий, которые, как правило, определяют механизм диффузии атомов в металлах и сплавах. Для расчета миграционных барьеров полезным

является использование метода упругой ленты [6], а расчет динамической матрицы позволяет получить частоты колебаний диффундирующей частицы и вычислить предэкспоненциальный множитель в законе Аррениуса (D_0). Таким образом, задача нахождения коэффициентов диффузии материалов может быть полностью решена в рамках первопринципных расчетов.

В данной работе на основе расчетов из первых принципов (DFT) выполнен анализ самодиффузии в ОЦК-железе на симметричных наклонных ГЗ $\Sigma 3$ (112) и $\Sigma 5$ (210). При этом учитывается вклад магнитного взаимодействия, которое проявляется ниже температуры Кюри (1043К) и приводит к изменению активационных барьеров [7]

$$E_a^f = E_a^p(1 + \alpha s^2), \quad (1)$$

где E_a^f и E_a^p – энергии активации диффузии для идеальных ферромагнитного и парамагнитного состояний, s – отношение спонтанной намагниченности при рассматриваемой температуре к намагниченности при 0 К [7], α – безразмерная константа ($\alpha \sim 0.1$), характеризующая различие в активационных барьерах между полностью ферромагнитным и парамагнитным состояниями. Ввиду наличия зависимости s от температуры [7], энергия активации диффузии также зависит от температуры.

Энергия активации самодиффузии, протекающей по вакансионному или междоузельному механизмам, равна сумме энергии формирования E_f и барьеров миграции E_m соответствующего точечного дефекта $E_a = E_f + E_m$. Вычисленные значения данных параметров для вакансий (*vac*) и междоузлий (*SIA*) на рассмотренных ГЗ в ферромагнитном ОЦК-железе приведены в Таблице 1, где значения под символом x относятся к прыжкам атомов в плоскости ГЗ вдоль оси вращения (\parallel), y – в плоскости ГЗ (\perp), перпендикулярно оси вращения и z – перпендикулярно ГЗ, т.е. из ГЗ в объем материала. Полученные данные свидетельствуют о наличии сильной анизотропии самодиффузии железа по рассмотренным ГЗ [4,6].

Таблица 1 – Рассчитанные параметры для определения энергии активации самодиффузии по ГЗ в ферромагнитном ОЦК-железе.

Тип ГЗ	Параметр	<i>vac</i>			<i>SIA</i>		
		x	y	z	x	y	z
$\Sigma 3$ (112)	E_f , эВ	2.219			2.887		
	E_m , эВ	>4	0.613	0.572	0.722	0.721	0.783
	E_a^f , эВ	>4	2.832	2.791	3.609	3.608	3.670
	D_0 , м ² /с	–	6.1×10^{-6}	5.6×10^{-5}	5.9×10^{-7}	8.1×10^{-7}	1.5×10^{-7}
$\Sigma 5$ (210)	E_f , эВ	1.037			0.548		
	E_m , эВ	1.665	1.408	0.835	0.803	1.056	>4
	E_a^f , эВ	2.702	2.445	1.872	1.351	1.604	>4
	D_0 , м ² /с	6.5×10^{-5}	3.7×10^{-5}	3.7×10^{-5}	2.4×10^{-5}	1.2×10^{-5}	–

Коэффициенты диффузии симметрично-наклонной границы $\Sigma 3$ (112) имеют значения, характерные для объемной самодиффузии в ОЦК-железе. Так, например, при температуре 600 К коэффициент диффузии по границе зерна $\Sigma 3$ (112) составляет порядка 4.41×10^{-29} м²/с и определяется, в основном, вакансионным механизмом. В свою очередь, диффузия по границе $\Sigma 5$ (210) происходит значительно быстрее и вызвана, преимущественно, переносом междоузельных атомов (3.32×10^{-17} м²/с при 600 К). Эффект

коррелирует с отличием в энергиях ГЗ [8], которая имеет меньшую величину для границы $\Sigma 3$ (112) и большую для $\Sigma 5$ (210).

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-11-00036).

Список литературы

1. I. Kaur, Y. Mishin, W. Gust, Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Diffusion. New York: John Wiley & Sons LTD. 1995.
2. K.F. Kelton, A.L. Greer, Nucleation in condensed matter. Amsterdam: Elsevier. 2010.
3. И.К. Разумов, А.Е. Ермаков, Ю.Н. Горностырев, Б. Б. Страумал, УФН 2020, 190, с. 787–810.
4. P. E. L'vov, R. T. Sibatov, J. App. Phys. 2022, 132, p. 124304.
5. C.D. Versteyleen, N. H. van Dijk, M. H. F. Sluiter, Phys. Rev. B 2017, 96, p. 094105.
6. A.I. Kochaev, P. E. L'vov, Materialia 2023, 32, p. 101953.
7. Y. Iijima, J. Phase Eq. Diff. 2005, 26, pp. 466–471.
8. M. Yu. Tikhonchev, R. M. Meftakhutdinov, P. E. L'vov, J. Nucl. Mater. 2023, 585, p. 154611.

AB INITIO МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СЕГРЕГАЦИЙ Zn И Mg НА ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ В Al

А.Р. Кузнецов, Л.Е. Карькина, Ю.Н. Горностырев

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

Email: a_kuznetsov@imp.uran.ru

Образование сегрегаций Zn и Mg на границах зерен (ГЗ) в Al и их влияние на деформационное поведение поликристаллического Al исследовано теоретически методами первопринципного моделирования. Установлено, что в случае Zn на ГЗ формируется особое структурное состояние (grain boundary complexion), образование которого контролируется как взаимодействием легирующих атомов с ГЗ, так и между собой. Это приводит к образованию широких обогащенных Zn слоев на ГЗ в Al (Рис.1(a)), в отличие от Mg, для которого характерным оказалось образование узких, локализованных на ГЗ сегрегаций. С целью выяснить влияние сегрегаций на прочностные характеристики поликристаллического Al проведен первопринципный расчет когезионных характеристик и энергетического барьера

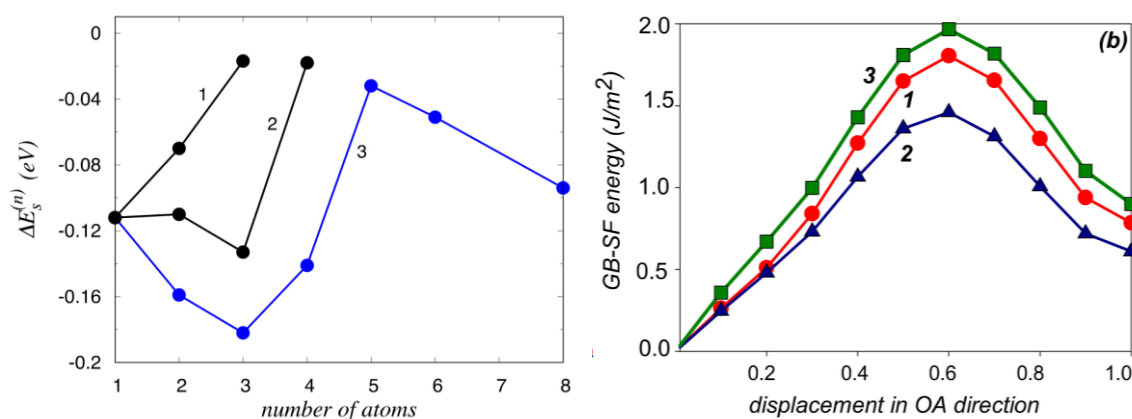


Рисунок 1. (а) Результаты *ab initio* расчета изменения энергии сегрегации атомов Zn в зависимости от числа атомных слоев для различных возможных последовательностей заполнения позиций на ГЗ $\Sigma 5\{013\} \langle 100 \rangle$ в Al. (б) Изменение энергии при жёстком ЗГ сдвиге вдоль наиболее легкого направления в плоскости ГЗ, характеризующее барьер для проскальзывания в чистом Al (1) и сплавах Al-Zn (2) и Al-Mg (3). Учет релаксации решетки приводит к понижению барьера для проскальзывания примерно в три раза [1].

зернограничного проскальзывания для ГЗ, содержащих сегрегации Zn или Mg. Показано, что сегрегации Zn существенно понижают сопротивление проскальзыванию, в то время как сегрегации Mg повышают его (Рис.1(b)). Полученные результаты позволяют объяснить наблюдаемые экспериментально особенности деформации мелкозернистых сплавов Al, легированных Zn или Mg и, в частности, явление низкотемпературной сверхпластичности в плаве Al-Zn.

Список литературы

1. A. Kuznetsov, L. Karkina, Yu. Gornostyrev, P. Korzhavyi, *Metals* **11**, pp. 631—641 (2021).

НАЧАЛЬНО-КРАЕВАЯ ЗАДАЧА ДЛЯ ПЛАСТИНЫ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

А.С. Кухарева, И.Б. Поварова

Петербургский государственный университет путей сообщения Императора Александра I
Email: kukhareva@pgups.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ), благодаря своим особым свойствам и способности накапливать и возвращать значительные деформации при изменении температуры, находят широкое применение в различных областях. Наиболее распространенным применением СПФ являются термомеханические соединения и приводы. СПФ также применяют и в строительстве для усиления и ремонта железобетонных конструкций, для улучшения сейсмостойкости зданий [1, 2, 3]. В связи с широким применением СПФ актуальной становится задача расчета напряженно-деформированного состояния в телах из этих материалов. В настоящее время в ряде работ рассматриваются решения краевых задач для тел из СПФ разной формы [4 - 7], где задачи определения напряжений, деформаций и температур решаются в разной степени связности.

В данной работе рассматривается бесконечная пластина из сплава с памятью формы толщиной h , которая охлаждается или нагревается с поверхности и растягивается в направлении оси x . Деформации и напряжения являются функциями только от координаты z . Уравнения равновесия с граничными условиями имеют вид:

$$\nabla \cdot \sigma = 0 \quad (1)$$

$$\sigma_{zz} \Big|_{z=\pm h/2} = \tau_{xz} \Big|_{z=\pm h/2} = \tau_{yz} \Big|_{z=\pm h/2} = 0, \quad (2)$$

$$\int_{-h/2}^{h/2} \sigma_{xx} dz = f_x, \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_{yy} dz = 0, \int_{-h/2}^{h/2} \tau_{xy} dz = 0, \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_{xx} z dz = 0, \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_{yy} z dz = 0, \int_{-h/2}^{h/2} \tau_{xy} z dz = 0. \quad (3)$$

Тензор деформации представим как сумму упругих ε^e и неупругих e деформаций: $\varepsilon = \varepsilon^e + e$, $e = e^{Te} + e^{\Phi}$, где e^{Te} – деформация теплового расширения – сжатия, e^{Φ} – фазовая деформация.

Из уравнений равновесия, граничных и начальных условий, закона Гука и уравнений совместности деформаций Сен-Венана следует, что деформации и напряжения равны:

$$\varepsilon_{xx} = \frac{f_x}{Eh} + \frac{1}{h} \int_{-h/2}^{h/2} e_{xx} dz, \quad \varepsilon_{yy} = -\frac{\nu f_x}{Eh} + \frac{1}{h} \int_{-h/2}^{h/2} e_{yy} dz, \quad \varepsilon_{xy} = \frac{12z}{h^3} \int_{-h/2}^{h/2} e_{xy} z dz + \frac{1}{h} \int_{-h/2}^{h/2} e_{xy} dz = 0, \quad (4)$$

$$\varepsilon_{zz} = e_{zz} - \frac{\nu}{(1-\nu)} (\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} - e_{xx} - e_{yy}), \quad \varepsilon_{xz} = \varepsilon_{yz} = 0, \quad \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = \sigma_{xy} = \sigma_{zz} = 0. \quad (5)$$

$$\sigma_{xx} = \frac{Ev}{(1+\nu)(1-2\nu)} \vartheta + \frac{E}{(1+\nu)} (\varepsilon_{xx} - e_{xx}), \quad \sigma_{yy} = \frac{Ev}{(1+\nu)(1-2\nu)} \vartheta + \frac{E}{(1+\nu)} (\varepsilon_{yy} - e_{yy}), \quad (6)$$

где $\mathcal{G} = \varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} - e_{xx} - e_{yy} - e_{zz}$.

Поскольку неупругие деформации связаны с тепловым расширением и фазовым превращением, то задачу о нахождении напряжений проводим совместно с уравнением теплопроводности. При этом учитывается выделение скрытой теплоты превращения. Для замыкания системы нужны определяющие соотношения, которые позволяют рассчитать неупругие деформации и мощность источников тепла, связанные мартенситными фазовыми превращениями. В данной работе использовали уравнения микроструктурной теории [10], учитывающей строение СПФ и основные физические закономерности развития фазовой деформации.

Сформулированная выше связанная термомеханическая задача решалась численно с применением итерационной процедуры. На рис. 1 представлены результаты численного моделирования пластичности превращения при охлаждении пластины толщиной 20 мм под постоянной растягивающей нагрузкой, создающей напряжение $\sigma_{xx} = 100$ МПа, и последующей реализации памяти формы при нагреве после разгрузки. В качестве модельного материала рассматривали никелид титана.

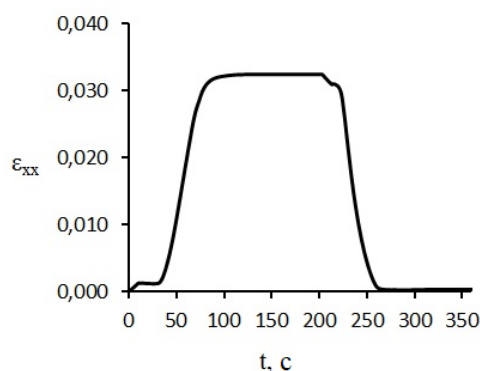


Рис. 1. Накопление деформации при охлаждении пластины толщиной 20 мм (скорость изменения температуры окружающей среды 1 К/с) под постоянной нагрузкой и последующий возврат деформаций при нагреве после разгрузки.

Список литературы

1. М. Motavalli, С. Czaderski, А. Bergamini, L. Janke. Architecture civil engineering environment. No. 4, 2009 , P. 81 - 94.
2. Е.К. Салатов. Вестник МАСИ № 3 , 2022, с. 5 – 9.
3. М. Indirli, M.G. Castellano, P. Clemente, А. Martelli. Proceedings of SPIE – The International Society for Optical Engineering. 430 (2001) 262 – 272.
4. Машихин А. Е., Мовчан А. А. // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2017. – № 3. –С. 113–128. DOI: 0.15593/perm.mech/2017.3.07.
5. А. Е. Волков, Е. А. Вуколов Известия Петербургского университета путей сообщения. – 2007. – № 3(12). – С. 113-117.
6. Проблемы прочности материалов и сооружений на транспорте, Санкт-Петербург, 23–25 мая 2017 года. – Санкт-Петербург: Петербургский государственный университет путей сообщения Императора Александра I, 2017. – С. 24-25. .
7. Волков А.Е.Изв. Академии Наук. Сер. Физическая. 2002. Т.66, № 9. С. 1290 – 1297.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СЖАТИЯ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ SPH И ПОСТРОЕНИЕ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ УРАВНЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ

Ф.Т. Латыпов, П.А. Безбородова, Е.С. Родионов, А.Е. Майер

Челябинский Государственный Университет, Челябинск, Россия

Email: latypovfanil@gmail.com

Пористые металлы обладают хорошим сочетанием физических и механических характеристик. Поэтому их применение в качестве конструкционных материалов выглядит привлекательным. В связи с этим возникает интерес к исследованию деформации пористых металлов и созданию моделей их поведения. Разработка моделей поведения пористых металлов усложняется проблемой перехода от пространственно неоднородной микроструктуры пористого металла к описывающему его усредненному континууму (проблема гомогенизации). Для преодоления этих ограничений можно использовать методы машинного обучения такие, например как искусственные нейронные сети (ИНС) [1], которые представляют собой мощный инструмент для теоретического описания сложного нелинейного поведения пористого материала при его деформации. С другой стороны, можно использовать физическую модель с автоматической параметризацией на больших объемах данных, которая также может дать хороший результат, а параметризованная модель может использоваться наравне с ИНС в качестве определяющего уравнения.

Представляемая работа является непосредственным развитием и продолжением предыдущего исследования [2] с переносом фокуса исследований на металлы с порами микрометрового и миллиметрового диапазона размеров, что потребовало замены молекулярно-динамического (МД) моделирования на метод гидродинамики сглаженных частиц (SPH) для наработки обучающих данных.

В работе большие наборы данных, используемые для обучения ИНС и параметризации модели, были получены методом SPH. Изучено влияние деформации сжатия на пористый металл и получены кривые: напряжение-деформация, пористость-деформация, энергия-деформация и плотность дислокаций-деформация которые рассчитываются в диапазоне температур от 300 до 900 К для различных размеров пор. Обученная ИНС и параметризованная физическая модель представляют собой определяющее уравнение пористого металла, описывающее зависимости компонент тензора напряжения от компонент тензора деформации при различных температурах и скоростях деформации, включая стадии упругой и пластической деформации. С помощью ИНС также аппроксимированы кривые пористости и энергии системы, которые необходимы для дальнейшего континуального моделирования процесса компактирования пористых меди и алюминия при ударном воздействии.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-71-01111, <https://rscf.ru/project/23-71-01111/>

Список литературы

1. P. Kidger, T.J. Lyons, *Proceedings of Machine Learning Research* **125**, pp.1–22 (2020).
2. F.T. Latypov, E.V. Fomin, V.S. Krasnikov, A.E. Mayer, *Int. J. Plast.* **156**, 103363 (2022).

МЕТОДЫ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ УРАВНЕНИЙ МЕТАЛЛОВ

А.Е. Майер, Е.В. Фомин, Н.А. Грачёва, В.В. Погорелко, П.Н. Майер, Б.А. Панченко

Челябинский государственный университет, г. Челябинск

Email: mayer@csu.ru

Методы машинного обучения предоставляют широкие возможности по созданию моделей механики материалов на основе формализованного анализа данных. В докладе представлен обзор работ коллектива по разработке определяющих уравнений металлов с применением методов машинного обучения. Искусственные нейронные сети (ИНС) прямого распространения эффективны в задачах классификации (см. рис. 1 [1]) и аппроксимации однозначных функций, таких как уравнение состояния [2], функция,

описывающая фазовый переход (рис. 2), порог нуклеации или активации дефектов [3]. В качестве обучающих данных могут использоваться результаты молекулярно-динамического (МД) моделирования или экспериментальные данные.

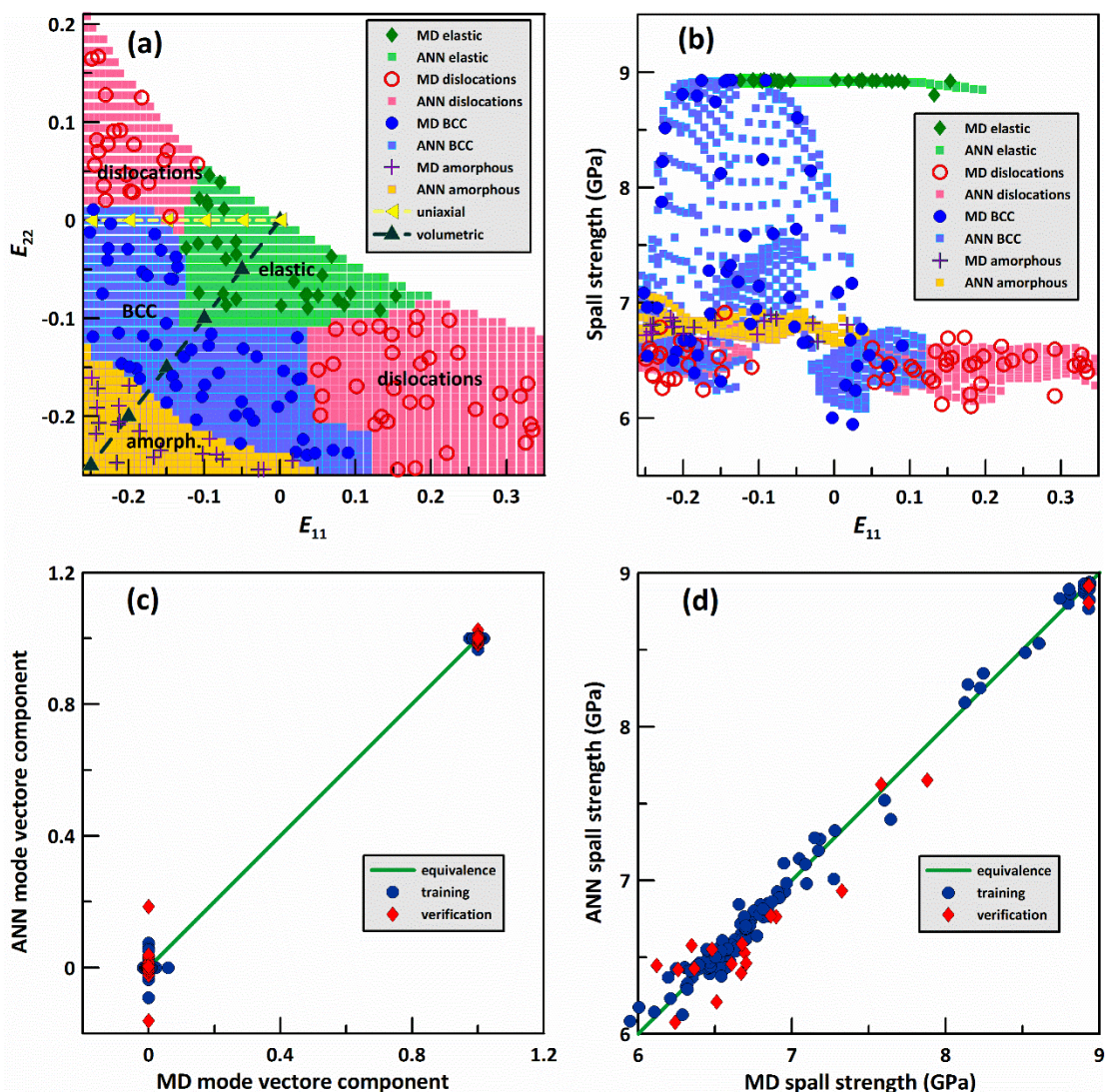


Рисунок 1. Зависимость откольной прочности алюминия от предварительной деформации [1] – анализ данных МД при помощи ИНС: (а) классификация деформированных состояний монокристалла (упругая область, дислокационная пластичность, фазовые переходы), (б) откольная прочность для разных предварительно деформированных состояний и (с,д) корреляционные графики обученных ИНС.

Методы машинного обучения позволяют также обучать, то есть определять параметры моделей материалов в виде систем дифференциальных по времени уравнений. Эффективным в этой области является статистический анализ обучающих данных на основе алгоритма Байеса. В докладе представлен ряд гибридных моделей материалов, сочетающих ИНС с подмоделями в виде систем уравнений, обученными методом Байеса.

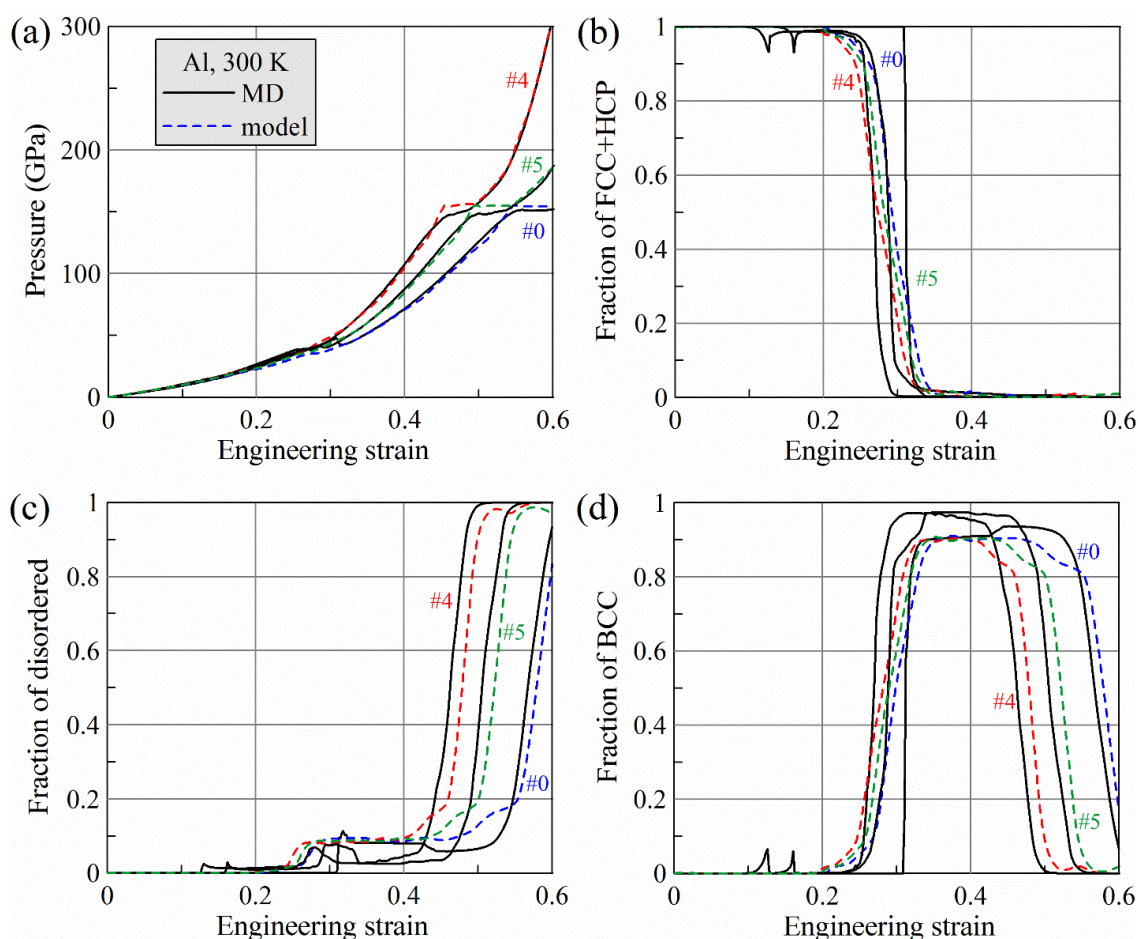


Рисунок 2. Сравнение с данными МД результатов гибридной модели машинного обучения, сочетающей уравнение состояния и функцию фазового перехода в виде ИНС с моделью дислокационной пластичности, обученной методом Байеса. Номерами обозначены различные траектории в пространстве деформаций.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 20-11-20153-П, <https://rscf.ru/project/23-11-45024/>.

Список литературы

1. A.E. Mayer, *Scripta Mater* 2024, **242**, pp. 115905.
2. A.E. Mayer, M.V. Lekanov, N.A. Grachyova, E.V. Fomin, *Metals* 2022, **12**(3), pp. 402 (2021).
3. A.E. Mayer, P.N. Mayer, M.V. Lekanov, B.A. Panchenko, *Metals* 2022, **12**(12), pp. 2158 (2021).

ВОДОРОД В ОЦК-СПЛАВАХ Fe: *ab initio* МОДЕЛИРОВАНИЕ

А.А. Мирзоев, А.В. Верховых

Южно-Уральский государственный университет (НИУ), г. Челябинск

Email: mirzoevaa@susu.ru

В процессе производства не может быть полностью исключено попадание водорода в объем стали, что приводит к деградации их прочностных свойств. Несмотря на существование множества теорий механизмов водородного охрупчивания (ВО) [1], причина деградации остается неясной и во многих случаях требует дальнейшего изучения. Теория функционала плотности предлагает прогнозирующую методологию для изучения этой проблемы на атомном уровне и может дать ответы на некоторые важные вопросы, такие как локализация водорода на различных дефектах структуры и ее влияние на когезию в системе. Кроме того результаты моделирования могут быть использованы для оценки существующих теорий ВО, а также помочь в интерпретации данных

термодесорбционной спектроскопии. В данной работе, используя методы *ab initio* моделирования, мы исследуем взаимодействие между атомом Н и дефектами в ферромагнитном объемно-центрированном кубическом железе с использованием расчетов теории функционала плотности. Рассчитаны профили захвата водорода на примесях в объеме решетки, на вакансиях и границах зерен, которые затем использованы для оценки концентрации Н на этих дефектах в зависимости от температуры. Анализ захвата водорода различными примесями [2] позволил сформулировать гипотезу о том, что энергия захвата определяется взаимодействием водорода с однородным электронным газом в локальной области внедрения вблизи примеси и определяется изменением электронной плотности, вызванным примесью. Данная гипотеза близка по духу к теории эффективной среды [3], а также к полуэмпирической зависимости Гриссена [4].

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-22-10039.

Список литературы

1. I.M. Robertson et al. Metall. Mater. Trans. A , 2015, 46, с. 2323–2341.
2. Ракитин М.С., Мирзоев А.А. Физика твердого тела, 2021, 63(7), с. 830-833.
3. R. M. Nieminen Hyperfine Interactions, 1981, 8(4-6), с.437–444.
4. R.Griessen Physical Review B, 1988, 38(6), с. 3690–3698.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ca-Mn-Ni

Е.А. Наумова, М.А.Барыкин, А.О. Бобрышева

НИТУ МИСИС, кафедра обработки металлов давлением, 119049, Москва, Ленинский пр-т, 4

Email: jan73@mail.ru

Для производства деталей двигателей внутреннего сгорания в настоящее время широко используются эвтектические и заэвтектические силумины [1]. Однако они имеют ряд недостатков, в частности, пониженную пластичность и малую сопротивляемость ударным нагрузкам из-за присутствия в их структуре грубых частиц эвтектического и первичного кремния [2]. Поэтому постоянно проводятся исследования, направленные на диспергирование структуры силуминов с целью увеличения их пластичности [3]. В течение последних десяти лет авторами [4] широко исследуются алюминиевые сплавы, в которых одним из основных легирующих элементов является кальций. Доэвтектические и эвтектические сплавы с кальцием обладают высокой технологичностью при литье и деформировании, легкостью, коррозионной стойкостью и широким спектром механических характеристик. В данной работе исследованы заэвтектические сплавы системы Al-Ca-Mn-Ni, в которых реализуется многофазная структура с мелкими первичными кристаллами фазы $Al_{10}CaMn_2$ равномерно распределенными на фоне высокодисперсных эвтектик разного уровня. И такой структурой обладают сплавы, которые в процессе литья не подвергались какому-либо модифицирующему воздействию, в отличие от заэвтектических силуминов типа АК18.

Были приготовлены 6 сплавов, составы которых указаны в табл. 1. Все сплавы готовили в электрической печи сопротивления в графитовых тиглях на основе первичного алюминия марки А99. Из этих сплавов готовили плоские слитки 15x20x40 мм, из которых на прокатном стане получали листы толщиной 2 мм. Механические свойства (временное сопротивление- σ_b и относительное удлинение - δ) определяли по результатам испытаний на одноосное растяжение на машине Zwick Z250.

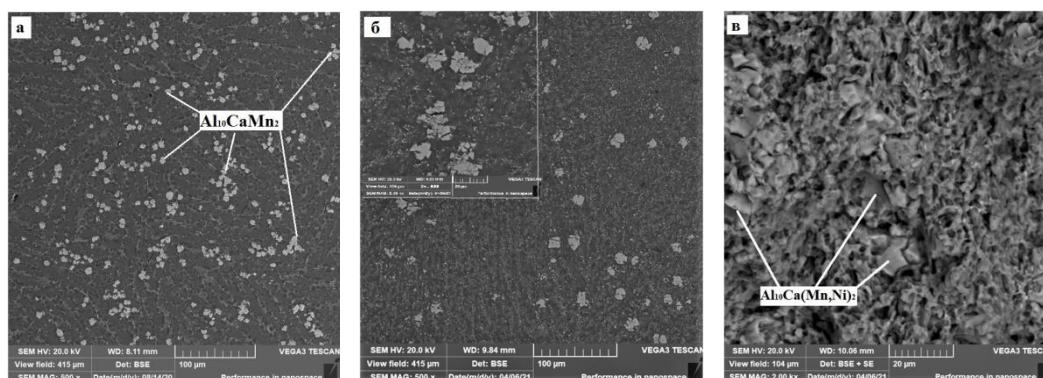


Рисунок 1. Сплав Al-8%Ca-2%Mn-1%Ni: структура слитка (а), структура горячекатаного листа (б), структура излома горячекатаного листа (в)

Кальций является основным легирующим эвтектикообразующим элементом, никель входит в состав эвтектики в виде фазы Al_9CaNi , марганец частично растворяется в алюминиевом твердом растворе, частично входит в эвтектику в виде фазы $Al_{10}CaMn_2$.

Таблица 1. Составы экспериментальных сплавов и параметры их структуры.

№№	Легирующие компоненты, масс.% (алюминий-основа)			Параметры структуры	
	Ca	Mn	Ni	Размеры первичных кристаллов D, мкм	Объёмная доля первичных кристаллов Q, об%
1	7,0	1,0	0,5	6	1,5
2	7,5	2,5	0,8	7	5,4
3	8,0	2,0	1,0	5	7,5
4	8,5	1,5	1,2	9	6,4
5	8,0	3,0	2,0	6	1,5
6	AK18 (Al-18Si-1Cu-1Mg-1Ni)			70	6,7

Прокатку проводили на лабораторном стане 260. Плоские слитки из сплавов системы Al-Ca-Mn-Ni прокатывали при $550^{\circ}C$, а слиток из АК18 – при $450^{\circ}C$. Слитки из сплавов Al-Ca-Mn-Ni были прокатаны до 2 мм, степень деформации составила более 90%. Слиток из АК18 прокатали до 4 мм, далее он разрушился. В листовом образце из сплава 5 наблюдаются глубокие трещины по краям.

Наилучшим комплексом механических свойств обладают горячекатаные листовые образцы из сплавов 2 и 3: предел прочности 250 и 256 МПа, относительное удлинение 5,3 и 7,3%, соответственно. У сплава 1 предел прочности не превышает 190 МПа, а у сплавов 4 и 5 относительное удлинение менее 2%.

Учитывая то, что сплавы 2 и 3 имеют потенциал повышения прочности за счет легирования алюминиевого твердого раствора, по комплексу механических и технологических свойств они могут превзойти и заменить промышленные заэвтектические силумины при изготовлении деталей двигателей внутреннего сгорания.

Список литературы

1. Н.А. Белов, В.Д.Белов, С.В. Савченко, М.Е. Самошина, В.А. Чернов, А.Н.Алабин. Поршневые силумины (под.ред. Н.А.Белова)- М.: Руда и металлы, 2011, 246 с.
2. Zhi-kai Zheng, Yong-jian Ji, Wei-min Mao et al Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2017. Vol. 27. P.–1272.
3. Прудников А.Н. Деформация и разрушение материалов.– 2014.– № 2.–С.14 - 20.
4. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. Руда и металлы, 2016.- 256с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ ГЕТЕРОМОДУЛЬНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ

А.А. Пажин, М.О. Еремин, Ю.А. Мировой, С.П. Буякова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН 6350556 г. Томск,
Академический проспект 2/4

E-mail: alvian99@mail.ru

Керамические материалы, основанные на карбиде циркония, обладают спектром полезных физико-механических свойств, такие как термическая и коррозионная стойкость [1], высокие прочность и упругие модули [2]. Эти материалы используются в аэрокосмической и ядерной отраслях, где системы тепловой защиты подвержены экстремальным условиям температуры, механических и химических воздействий. Керамика на основе карбида циркония имеет сравнительно низкую пористость и обладает близкими к теоретическим физико-механическими свойствами.

В современном материаловедении одним из перспективных направлений является исследование материалов, которые могут быть использованы в условиях агрессивных химических сред и высоких температур. Такими материалами являются тугоплавкие соединения четвертой группы переходных металлов с добавлением углерода, бора и кремния [3]. Карбид циркония является одним из наиболее перспективных вариантов для использования в ядерной и аэрокосмических отраслях. Тем не менее, его недостаток заключается в имманентной хрупкости материала, ограничивающей круг возможных приложений, обусловленный типом химической связи. Для улучшения определенных физико-механических свойств керамических матриц в современном материаловедении разрабатываются новые композиционные материалы с многофазной структурой.

Одной из методик создания подобных материалов является механизм упрочнения Кука-Гордона, основанный на добавлении второй низко модульной фазы в композит для снижения интегральной хрупкости и увеличения трещиностойкости.

Однако оптимизация физико-механических свойств, полученных композитов, подразумевает большое число экспериментальных исследований, в которых, тем не менее, тяжело выделить влияние отдельных факторов на общее поведение композита, что снижает качество анализа. Применение современных численных методов моделирования процессов деформации и разрушения новых композиционных материалов лишено данных ограничений. Во-первых, такой эксперимент значительно дешевле. Во-вторых, позволяет детально исследовать процесс зарождения и распространения трещин. В-третьих, компьютерный дизайн позволяет находить оптимальные конфигурации структуры материала, обеспечивающие необходимые физико-механические свойства материала или создавать цифровые двойники существующих конфигураций для их дальнейшего анализа.

Таким образом, высокая практическая значимость разработки новых способов упрочнения керамик обеспечивает высокую научную значимость и актуальность

разработки математических моделей деформации и разрушения композиционных материалов при различных видах нагружения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002

Список литературы

1. D. M. Van Wie, JR. D. G. Drewry, D. E. King, C. M. Hudson / J. Mater. Sci. – 2004. – Vol. 39. – P. 591-592.
2. George R.F. / Tribol. Trans. – 1989. – Vol. 32. – P. 339–345.
3. Shabalin I. L., Wang Y., Krynkin A. V., O.V. Umnova, V.M. Vishnyakov, L.I. Shabalin, V.K. Churkin / Adv. Appl. Ceram. – 2010. – Vol. 109, № 7. – P. 405–415.

МЕЖАТОМНЫЙ ПОТЕНЦИАЛ И ТЕНЗОРНОЕ УРАВНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ Al и Cu НА ОСНОВЕ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ

Б.А. Панченко, А.Е. Майер

Челябинский Государственный Университет, Челябинск, Россия

Email: kajie4@gmail.com

Метод молекулярной динамики (МД) широко применяется в исследованиях деформации и разрушения металлов. Взаимодействие атомов в рамках МД учитывается с помощью межатомных потенциалов. Чаще всего применяются потенциалы, в которых силы и энергии взаимодействия моделируются с помощью аналитических функций, например, используя модель погруженного атома (EAM) [1] или ее расширение с учетом дипольных и квадрупольных взаимодействий (ADP) [2]. Другим подходом являются потенциалы машинного обучения, в которых происходит аппроксимация методами машинного обучения (деревья решений, нейронные сети) данных первопринципного моделирования. Использование потенциалов машинного обучения позволяет производить расчеты на точности, близкой к первопринципным расчетам, при временных затратах, сравнимых с работой аналитических потенциалов. Самым распространённым подходом построения параметрического потенциала является метод, предложенный Беллером и Паринелло [3]. Потенциал представляет собой искусственную нейронную сеть (ИНС), на вход которой подается информация об атомной структуре, предварительно обработанная симметричными функциями-дескрипторами. В нашей работе мы использовали данный подход для разработки межатомных потенциалов Al и Cu.

При моделировании методами механики сплошных сред аналогом межатомного потенциала в некотором смысле является уравнение состояния (УРС), связывающее давление с плотностью и температурой, а также связь девиаторов напряжений и деформаций, например с помощью линейного закона Гука. При больших динамических деформациях может потребоваться учет нелинейности, то есть построение тензорного уравнения состояния как нелинейной связи тензоров напряжений и деформаций. Ранее было предложено обучать ИНС в качестве тензорного уравнения состояния по данным МД моделирования [4,5]. В данной работе мы развиваем этот подход, используя данные первопринципных расчётов методом теории функционала плотности (DFT) для построения тензорной холодной кривой (рис. 1) и данные МД моделирования с потенциалом машинного обучения для оценки теплового вклада.

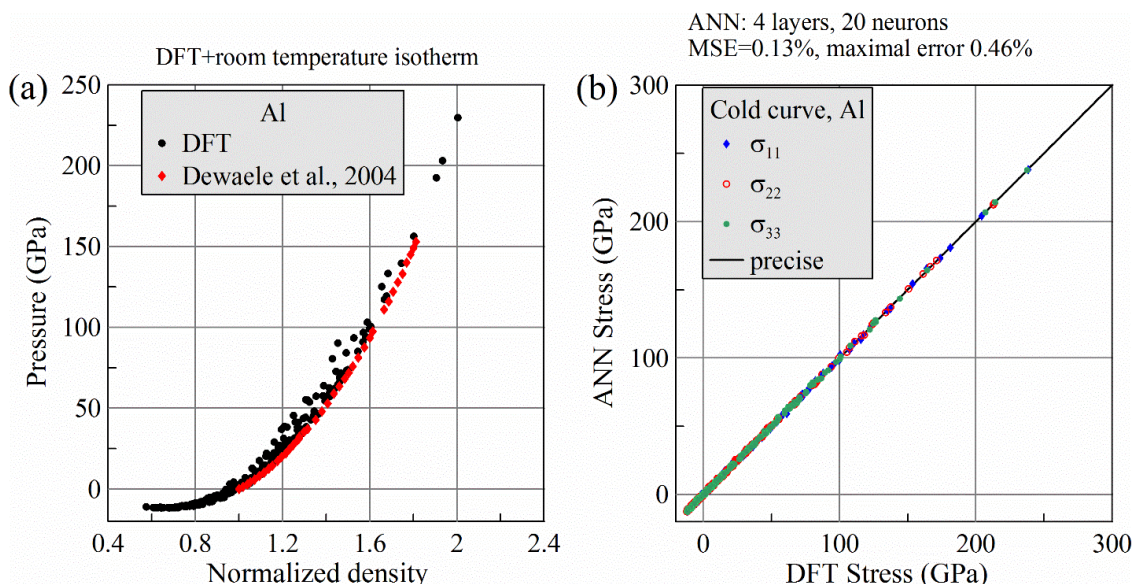


Рис.1. DFT расчеты для тензорной холодной кривой алюминия: (a) сравнение с экспериментом [6] и (b) точность обучения ИНС.

DFT расчёты осуществлялись программным пакетом Quantum ESPRESSO [7,8]. При этом использовался PBE [9] функционал и соответствующий псевдопотенциал из библиотеки SSSP [10]. Набор данных, получаемых в результате DFT расчетов, формировался исходя из задачи описания деформированных состояний металла и построения тензорного УРС. Для каждого вычисления случайно выбирались коэффициенты деформации для всех направлений трансляции элементарной ячейки. Реализация ИНС межатомного потенциала и её обучение происходило с помощью программного пакета n2p2 [11]. Пакет позволяет использовать метод CURSEL [12] для подбора параметров симметричных функций и применять полученный потенциал при МД моделировании в программном пакете LAMMPS [13]. Средняя относительная ошибка, у обученного потенциала, составила 1-4% для сил и 3-6% для энергий. Помимо обучения межатомного потенциала, эти данные DFT расчетов использовались для обучения ИНС тензорной холодной кривой. При МД расчетах были получены состояния с теми же коэффициентами деформации, что при DFT расчетах, но при 10 К с дальнейшим ступенчатым нагревом до 300, 500, 700 и 900 К, а также расчеты при гидростатическом сжатии и растяжении с шагом 0.01 по коэффициенту масштабирования. Неизотропная деформация необходима для проверки того, что тепловой вклад одинаков для всех диагональных напряжений, что позволяет описывать его изотропно. Тепловая добавка представляет собой тепловое давление, зависящее только от температуры и объема.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 20-11-20153-П, <https://rscf.ru/project/23-11-45024/>.

Список литературы

1. R.A. Johnson, *Physical Review B* 1989, **39(17)** p. 12554.
2. F. Apostol, Y. Mishin, *Physical Review B* 2011, **83(5)**, p. 054116.
3. J. Behler, M. Parrinello, *Physical Review Letters* 2007, **98(14)**, p. 146401.
4. N.A. Gracheva, M.V. Lekanov, A.E. Mayer, E.V. Fomin, *Mechanics of Solids* 2021, **56(3)**, p. 326–342.
5. A.E. Mayer, M.V. Lekanov, N.A. Grachyova, E.V. Fomin, *Metals* 2022, **12(3)**, p. 402
6. A. Dewaele, P. Loubeyre, M. Mezouar, *Physical Review B* 2004, **70**, p. 094112.
7. P. Giannozzi et al., *Journal of Physics: Condensed Matter* 2009, **21(39)**, p. 395502.
8. P. Giannozzi et al., *The Journal of Chemical Physics* 2020, **152(15)**, p. 154105.
9. J.P. Perdew, M. Ernzerhof, K. Burke, *The Journal of Chemical Physics* 1996 **105(22)**, p. 9982-9985.
10. G. Prandini et al., *npj Computational Materials* 2018, **4(1)**, p. 72.
11. A. Singraber et al., *Journal of Chemical Theory and Computation* 2019, **15(5)**, p. 3075-3092.
12. G. Imbalzano et al., *The Journal of chemical physics* 2018, **148**.
13. S. Plimpton, *Journal of computational physics* 1995, **117(1)**, p. 1-19.

ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ К РЕШЕНИЮ ЗАДАЧИ ОБ УСТОЙЧИВОСТИ СКЛАДЧАТОЙ ПОЛОГОЙ ОБОЛОЧКИ

И.Б. Поварова, А.С. Кухарева

Петербургский государственный университет путей сообщения Императора Александра I
Email: Povaris@yandex.ru

Пространственные конструкции, образованные из складчатых оболочек, сочетают в себе легкость с высокой прочностью, что обеспечивают им широкое применение в строительстве [1-3].

При расчете конструкций возникают проблемы устойчивости связанные с изготовления оболочек из материалов большой прочности, таких как титановые сплавы, высокопрочный бетон и др.

В работах [4,5] обосновывается применение к расчету пластин и оболочек с разрывными жесткостными и грузовыми характеристиками математической теории обобщенных функций.

В данной статье уточняется решение задачи об устойчивости при поперечной нагрузке и больших перемещениях пологих складчатых оболочек.

В геометрически нелинейной постановке задача определения критической нагрузки решается интегрированием системы нелинейных разрешающих уравнений устойчивости, в которых условные кривизны складчатой оболочки выражены с помощью δ -функции Дирака. Интегрирование выполняется методом Бубнова-Галеркина [2].

Аппроксимирующие функции представляем для функций прогиба и напряжений в виде двойных тригонометрических рядов.

Получим систему нелинейных алгебраических уравнений относительно коэффициентов W_{mn}, φ_{mn} . Чем больше членов рядов сохраняется в решении уравнений, тем точнее будет результат.

$$\begin{aligned} W &= W_{11} \sin \frac{\pi x}{a} \sin \frac{\pi y}{b}, \\ \Phi &= \varphi_{11} \sin \frac{\pi x}{a} \sin \frac{\pi y}{b}. \end{aligned} \quad (1)$$

После проведенного исследования в работе М.А. Колтунова [1] задачи устойчивости пологих гладких оболочек решались методом Бубнова - Галеркина в высоких приближениях т.е. с сохранением в рядах аппроксимирующих функций (3) четырех членов разложения при нечетных значениях $m, n = 1, 3, 5, 7$. Геометрически нелинейная задача решалась в четвертом приближении,

В случае симметричного выхлопа оболочки члены рядов (1) вида $\sin \frac{m\pi x}{a} \sin \frac{n\pi y}{b}$ при $m \neq n$ не оказывают существенного влияния на результат решения и их можно не учитывать. для данной задачи.

Метод Бубнова - Галеркина дает хорошо сходящееся решение, причем для практических расчетов достаточно ограничиться решением во втором приближении. Первое приближение дает несколько завышенное значение критической нагрузки. Уточненные критические нагрузки, полученные во втором приближении, оказались на 10-15% меньше, чем в первом. Уточнение в третьем и четвертом приближении оказалось

весьма малым – порядка 0,01%. Таким образом точное значение критической нагрузки практически дают первые два приближения.

Список литературы

1. Колтунов М.А. Вестн. Моск. ун-та. Сер. Математика и механика. – 1961. - №3. – С. 37-45.
2. И. Б. Поварова, С. А. Видюшенков, Л. Н. Кондратьева // Проблемы прочности материалов и сооружений на транспорте, Санкт-Петербург, 23–25 мая 2017 года. – Санкт-Петербург: Петербургский государственный университет путей сообщения Императора Александра I, 2017. – С. 79-81.
3. А. В. Коротич // Академический вестник УралНИИпроект РААСН. – 2010. – № 2. – С. 44-46.
4. Видюшенков С.А. В сборнике: Строительные материалы, конструкции и сооружения XXI века. Сборник I Международной научно-практической конференции, посвященной 100-летию доктора технических наук, профессора О.В. Кунцевича. СПб.: ПГУПС, 2018. – С. 151-157.
5. Видюшенков С.А., Королев В.М., Опякин В.С., Соколов Е.В. В сборнике: Проблемы прочности материалов и сооружений на транспорте. Сборник трудов IV Международной конференции. СПб.: ПГУПС, 1999. – С. 157-160.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

В.В. Попов, И.И. Горбачев, Е.И. Корзунова

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

Email: vpopov@imp.uran.ru

При разработке новых марок сталей и режимов их термической и термомеханической обработки, как правило, приходится проводить трудоемкие и дорогостоящие исследования, поскольку несмотря на огромный объем накопленной экспериментальной информации, очень трудно заранее предсказать фазовый состав и структуру сталей произвольного химического состава после конкретной обработки. В связи с этим востребована разработка методов компьютерного моделирования фазового состава и структуры сталей.

В настоящей работе представлен алгоритм для прогнозирования структуры и фазового состава низколегированных сталей с карбонитридным упрочнением на различных этапах их производства и обработки. Рассмотрение сфокусировано на моделировании формирования фазового состава и структуры сталей при контролируемой прокатке. В этом случае формирование фазового состава и структуры начинается уже при кристаллизации слитка, затем следует нагрев под прокатку и выдержка в аустенитной области, после чего имеет место многопроходная горячая деформация.

В основе алгоритма лежит использование разработанных нами термодинамических и кинетических моделей для кристаллизации слитка, нагрева под прокатку и выдержки в аустенитной области и для горячей деформации.

Для моделирования кристаллизации используется алгоритм, основанный на термодинамических расчетах. Он предусматривает возможность образования феррита и аустенита, а также протекания перитектического превращения при кристаллизации. Учтена возможность выделения из жидкой фазы четырех соединений: TiN, TiS, MnS и $TiC_{0.5}S_{0.5}$. Моделирование проводится на основе пошаговой процедуры, т.е. на каждом температурном шаге текущее значение температуры уменьшается на ΔT , и на основании решения термодинамических уравнений при условии баланса масс по всем элементам рассчитывается состояние системы, соответствующее новой температуре. При расчетах предполагается, что диффузия всех элементов в жидкой фазе и диффузия элементов внедрения в аустените и феррите протекают бесконечно быстро, а диффузия элементов замещения в аустените заморожена. Для феррита рассмотрены два возможных варианта: замороженная и быстрая диффузия элементов в металлической подрешетке.

Моделирование аустенитизации включает два аспекта: описание роста зерен и эволюции выделений в процессе аустенитизации. При расчете роста зерен предполагалось, что скорость движения границы зерна пропорциональна подвижности границы зерна и разности движущей силы роста зерен и тормозящей силы, действующей на границу зерна со стороны частиц вторых фаз. При описании эволюции выделений предполагалось, что выделения имеют сферическую форму и постоянный состав, на межфазных границах устанавливается локальное термодинамическое равновесие, и массоперенос контролируется объемной диффузией в матрице. При этом учитывалась возможность образования и одновременной эволюции избыточных фаз нескольких составов и предполагалось, что зарождение частиц карбонитридных фаз происходит на дислокациях. Метод расчета основан на использовании приближения среднего поля. В этом случае скорость роста (или растворения) частиц каждого размерного класса и состава рассчитывается с учетом диффузионного взаимодействия между частицей и ее средним окружением. Для этого вокруг каждой частицы строятся виртуальные полевые ячейки.

Для расчетов использовалась пошаговая процедура. На каждом временном шаге рассчитывалась скорость роста зерен и, соответственно, изменение их среднего размера, а также рассчитывались зарождение, рост или растворение выделений, в результате чего определялись объемные доли выделений и их распределения по размерам. Найденные значения среднего размера зерен, объемных долей и распределений по размерам выделений служили исходными данными для расчетов на новом временном шаге.

Для описания эволюции фазового состава и структуры при горячей деформации использовалась модель, аналогичная разработанной для моделирования аустенитизации, но в данном случае учитывалось также изменение дислокационной структуры в процессе и после деформации на каждом проходе. Для этого вводится гистограмма распределения объемной доли материала по плотностям дислокаций, то есть, каждому интервалу со средней плотностью дислокаций ρ_i соответствует объемная доля материала H_i . Дислокационная структура (и, соответственно, гистограмма) в процессе моделирования изменяется при протекании деформации и рекристаллизации. Обработка гистограммы плотностей дислокаций проходит в два этапа. На первом этапе для каждого i -го интервала гистограммы рассчитывается изменение плотности дислокаций при деформации и возврате. На втором этапе происходит учет процессов рекристаллизации.

Изменение размеров зерен рассчитывалось с учетом влияния плотности дислокаций на движущую силу роста, тормозящего влияния дисперсных выделений и образования новых зерен в результате рекристаллизации.

При моделировании выполнялась пошаговая процедура, где на каждом временном шаге выполнялись следующие операции: (1) Рассчитывались объемные доли и распределение по размерам карбонитридных выделений. (2) Рассчитывалось изменение гистограммы плотностей дислокаций. (3) Вычислялось изменение среднего размера зерен. Найденная функция распределения по плотностям дислокаций, размер зерен, объемная доля и распределение частиц по размерам служили исходными данными для расчетов на новом временном шаге.

Выполнены расчеты эволюции фазового состава и структуры сталей в процессе кристаллизации, аустенитизации и горячей деформации, в том числе многопроходной. Сравнение результатов расчетов с экспериментальными данными показало их хорошее согласие.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема "Функция", г.р. №122021000035-6).

САМОДИФФУЗИЯ ВДОЛЬ СПЕЦИАЛЬНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА В ВОЛЬФРАМЕ

В.В. Попов, М.Е. Ступак, М.Г. Уразалиев

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

E-mail: vpopov@imp.uran.ru

Методами компьютерного моделирования выполнен расчет структуры и энергии границ зерен (ГЗ), точечных дефектов в них и зернограницной самодиффузии в 29 симметричных границах наклона $\langle 110 \rangle$ поликристаллического вольфрама. Расчеты проведены с помощью программного комплекса LAMMPS [1] с использованием потенциала погруженного атома [2]. В качестве визуализатора использовалась программа OVITO [3].

Методом молекулярно-статического (МС) моделирования с использованием « γ -поверхности» получены структуры ГЗ, соответствующие минимальной энергии образования. Построены зависимости энергии ГЗ от угла разориентировки (Рис. 1). Проанализированы энергии образования точечных дефектов от расстояния от плоскости ГЗ.

Для моделирования процесса самодиффузии применялся метод прямой молекулярной динамики (МД) с использованием изотермо-изобарического ансамбля (NPT) и термостата Нозе-Гувера. Для МД моделирования применялся блок, содержащий границу зерен (ГЗ), полученный с помощью МС моделирования [4]. Для предотвращения миграции ГЗ применялись фиксированные условия на краях блока моделирования.

Расчет зернограницной самодиффузии проводился как для вакансионного, так и для межузельного механизмов. Коэффициент зернограницной самодиффузии рассчитывался на основании среднего квадратичного смещения. Расчет диффузии проводился в течение 2.5 нс, с шагом 1 фс. Коэффициенты самодиффузии по рассмотренным границам зерен представлены в виде Аррениусовских зависимостей (рис. 2). На основании сравнения значений коэффициентов самодиффузии и энергий активации самодиффузии для вакансионного и межузельного механизмов сделан вывод о предпочтительном механизме диффузии в конкретной симметричной границе зерна.

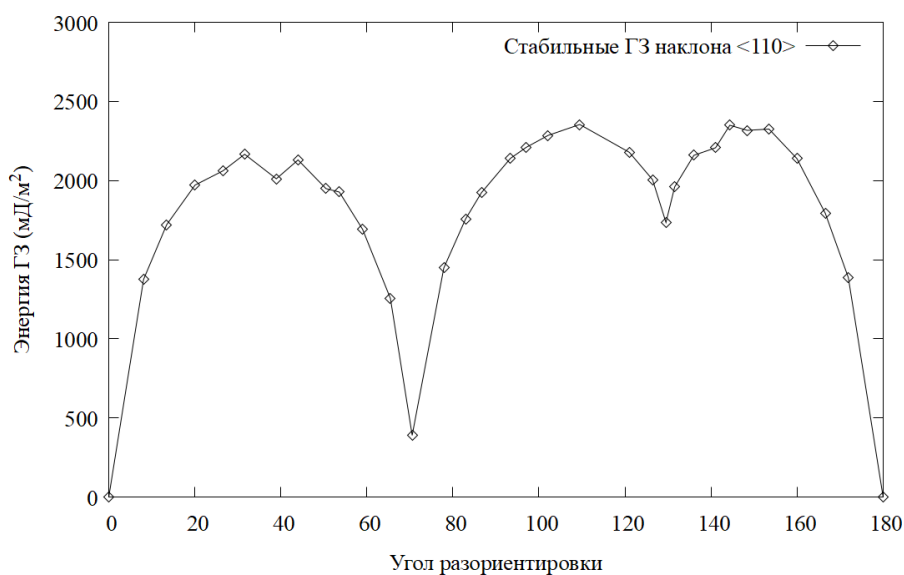


Рисунок 1. Зависимость энергии границ наклона в W от угла разориентировки.

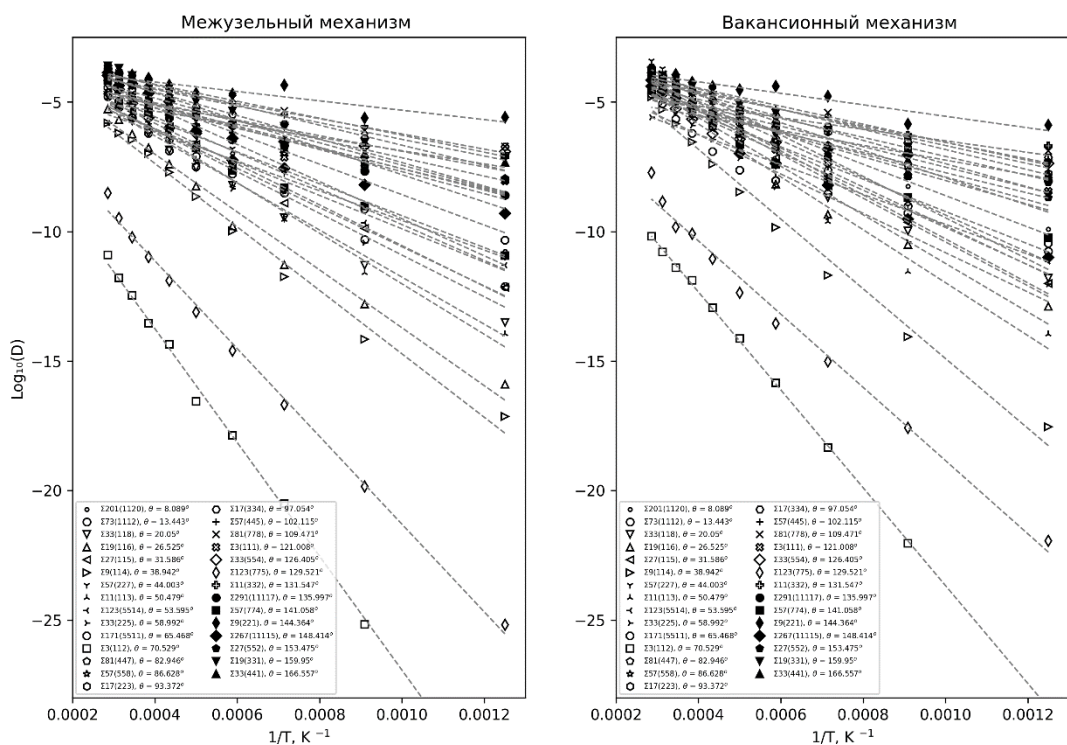


Рисунок 2. Температурные зависимости коэффициентов зернограницной самодиффузии в границах зерен наклона $\langle 110 \rangle$ в вольфраме для вакансионного и межузельного механизмов.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема «Функция», номер госрегистрации г.р. № 122021000035-6). При проведении работ был использован суперкомпьютер «Уран» ИММ УрО РАН.

Список литературы

1. S. Plimton, J. Comp. Phys., **117**, pp. 1–19 (1995).
2. G. Bonny, N. Castin, J. Bullens, A. Bakaev, T.C.P. Klaver, and D. Terentyev, Journal of Physics: Condensed Matter, **25**, 315401 (2013).
3. A. Stukowski, Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. **18**, 015012 (2010).
4. М.Е. Ступак, М.Г. Уразалиев, В.В. Попов, Физика металлов и металловедение, **121**, сс. 877–883 (2020).

ПОТЕНЦИАЛЫ ГЛУБОКОГО МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

Р.Е. Рыльцев¹, Н.М. Щелкачев^{2,1}, И.А. Балякин¹, А.О. Типеев¹, Е.О. Хазиева¹, А.А. Ремпель¹

¹Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург

²Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина, Москва

E-mail: rrylcev@mail.ru

В последние годы в вычислительном материаловедении наблюдается революционный прогресс, связанный с использованием методов машинного обучения для создания потенциалов межатомного взаимодействия (MLIPs – Machine Learning Interatomic Potentials). Основная идея такого подхода – аппроксимировать поверхность потенциальной энергии системы с помощью многочастичных функций общего вида (например, нейронных сетей) используя эталонные значения энергий и сил, полученные в *ab initio* расчетах.

Атомистическое моделирование с MLIPs позволяет достигнуть *ab initio* точности при на порядок меньших вычислительных затратах [1].

Актуальным приложением MLIPs является моделирование металлургических расплавов, поскольку экспериментальное изучение их свойств часто затруднительно. В цикле наших недавних работ показано, что MLIPs на основе нейронных сетей обеспечивают достаточную точность и вычислительную эффективность для расчета широкого спектра наблюдаемых свойств расплавов, таких как структурные характеристики, плотность, энтальпии смешения, температуры фазовых превращения, вязкость и коэффициенты диффузии [2-8].

Вместе с тем, были выявлены проблемы, решение которых является вызовом для вычислительного материаловедения. Одной из них является недостаточная точность стандартных *ab initio* методов, основанных на теории функционала плотности, для описания некоторых систем [6,8,9]. Другая проблема состоит в том, что создание MLIPs – это трудоемкий процесс, который может занимать недели и требовать значительных вычислительных ресурсов.

Одним из способов решения указанных проблем является трансферное обучение (TL – Transfer Learning). TL – это повторное использование предварительно обученной модели для решения новой задачи. Одной из стратегий TL является дообучение MLIP с помощью нового набора данных. Поскольку при таком подходе обновляется только часть параметров нейросети (как правило, соответствующих одному-двум внешним слоям), то размер нового набора данных может быть на порядок меньше по сравнению с размером исходного набора данных, использованного для обучения исходной модели. Это, в частности, позволяет использовать для создания нового набора более точные *ab initio* приближения. Другой перспективный способ использования TL – дообучение «универсальных» MLIP, содержащих информацию о взаимодействии десятков химических элементов, и обученных на основе больших баз данных, содержащих результаты первопринципных расчетов десятков тысяч химических соединений и структур, таких как Materials Project [10, 11].

Результаты, полученные в последние годы, показывают, что MLIPs, параметризованные с использованием только неупорядоченных конфигураций, соответствующих жидкости, могут успешно описывать свойства кристаллических фаз, предсказывать их структуру, а также использоваться для моделирования структурных дефектов [7,8]. Данный факт является важным для построения MLIPs с целью моделирования механических свойств конструкционных материалов.

Список литературы

1. Y. Mishin, *Acta Mater*, **214**, p. 116980 (2021).
2. R.E. Ryltsev, N.M. Chtchelkatchev, *J. Mol. Liq.* **349**, p. 118181 (2022).
3. N. Kondratyuk, R. Ryltsev, V. Ankudinov, N. Chtchelkatchev, *J. Mol. Liq.* **380**, p. 121751 (2023).
4. A.O. Tipeev, R.E. Ryltsev, N.M. Chtchelkatchev, S. Ramprakash, E.D. Zanotto, *J. Mol. Liq.* **387**, p. 122606 (2023).
5. И. А. Баякин, Р.Е. Рыльцев, Н.М. Щелкачев. *Письма в ЖЭТФ*. **117**, сс. 377-384 (2023).
6. N.M. Chtchelkatchev, R.E. Ryltsev, M.V. Magnitskaya, S.M. Gorbunov, K.A. Cherednichenko, V.L. Solozhenko, V.V. Brazhkin, *J. Chem. Phys.* **159**, p. 064507 (2023).
7. I.A. Balyakin, S.V. Rempel, R.E. Ryltsev, A.A. Rempel, *Phys. Rev. E*. **102**, p. 052125 (2020).
8. Е.О. Хазиева, Н.М. Щелкачев, А.О. Типеев, Р.Е. Рыльцев, *ЖЭТФ* **164**, сс. 980–995 (2023).
9. T. Chen, F. Yuan, J. Liu, H. Geng, L. Zhang, H. Wang, M. Chen, *Phys. Rev. Materials* **7**, p. 053603 (2023).
10. K. Choudhary, B. DeCost, L. Major, K. Butler, J. Thiyaalingam, F. Tavazza, *Digital Discovery* **2**, pp. 346-355 (2023).
11. B. Deng, P. Zhong, K. Jun, J. Riebesell, K. Han, C.J. Bartel, G. Ceder, *Nature Machine Intelligence* **5**, pp. 1031–1041 (2023).

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩЕЙ СБОРКИ АКТИВНОЙ ЗОНЫ РЕАКТОРОВ ТИПА БН

О.Ю. Виленский, А.В. Рябцов

АО “ОКБМ Африкантов”, г. Нижний Новгород

Email: avryabtsov@okbm.nnov.ru

При высоких выгораниях топлива радиационное формоизменение тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) и их контакт с чехлом тепловыделяющей сборки может стать одним из основных факторов, ограничивающих дальнейшую эксплуатацию сборки в активной зоне реактора.

Для решения задач радиационного формоизменения необходимо создание надежных расчетных инструментов, которые наиболее полно отражали бы процессы, происходящие в реакторе, и хорошо согласовывались с имеющимися экспериментальными данными.

На основе имеющихся данных по радиационному распуханию и радиационной ползучести конструкционных материалов активных зон реакторов БН (применяемых в настоящее время и перспективных), созданы математические модели для аттестованного в органах Ростехнадзора программного комплекса “ANSYS”, которые используются для получения радиационного формоизменения сборок активной зоны и их элементов.

Технология программирования радиационного формоизменения сборок активной зоны реакторов БН была отработана и верифицирована на тестовых примерах, которые показали корректность учета эффектов радиационного распухания и радиационной ползучести при оценке напряженно-деформированного состояния этих конструкций.

В настоящей работе рассматривается задача термомеханического поведения элементов (ТВЭЛов, проволоки, шестигранного чехла) тепловыделяющей сборки (ТВС) активной зоны реакторов типа БН с учетом их радиационного формоизменения.

Оцениваются следующие предельные состояния чехловой трубы и оболочки ТВЭЛА ТВС активной зоны по критериям прочности и работоспособности:

а) пороговое значение первого главного напряжения в оболочке ТВЭЛА, не превышение которого исключает нестабильный рост постулируемой исходной трещины (Критерий статической прочности оболочки);

б) предельное значение интенсивности пластической деформации оболочки ТВЭЛА (Критерий допустимой деформации оболочки, вызванной ее распуханием);

в) предельное значение размера шестигранного чехла “под ключ” (Критерий допустимого формоизменения).

Для решения задачи разработана трехмерная конечно-элементная модель $\frac{1}{4}$ части шестигранного чехла с ТВЭЛАми и навитой на них проволокой (центральной и периферийной).

Решена задача термомеханического взаимодействия пучка ТВЭЛов с шестигранным чехлом ТВС в условиях высокодозного облучения для наиболее консервативного случая влияния радиационного распухания ТВЭЛов и дистанцирующей проволоки на шестигранный чехол. Выявлен характер и оценены величины неравномерностей распределения напряжений, вызванных локальным

взаимодействием чехловой трубы с дистанционирующей проволокой и дистанционирующей проволоки с оболочкой твэла.

Полученные результаты указывают на необходимость учёта отмеченных неравномерностей при оценке напряжённо-деформированного состояния твэлов.

Выполнена оценка работоспособности элементов тепловыделяющей сборки активной зоны по критериям прочности.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ БЕСКОНЕЧНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ ОГРАНИЧЕННЫМ КОЛИЧЕСТВОМ АТОМОВ

В.П. Филиппова

Научный центр металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова,
Государственный научный центр «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина», Москва, РФ

E-mail: varia.filippova@yandex.ru

Методом рентгеновской дифрактометрии прецизионно исследовано влияние P на период ОЦК кристаллической решетки твердого раствора на основе α -Fe [1]. При этом, использован подход построения линейных концентрационных зависимостей с применением регрессионного анализа, что позволило повысить точность измерения на ограниченном количестве образцов, не требуя особой очистки сплавов, благодаря учету влияния примесей (азота, углерода, серы, кремния и других). Результаты регрессионного анализа (Рис.1, а) сравнили с литературными данными [2], полученными традиционным способом (на сплавах Fe-P глубокой очистки, Рис.1, б). Относительное изменение величины $a_{\text{спл}} - a_{\text{Fe}}$ в обоих случаях равно $-471 \cdot 10^{-4}$ нм/ат.дол., с точностью до третьего знака.

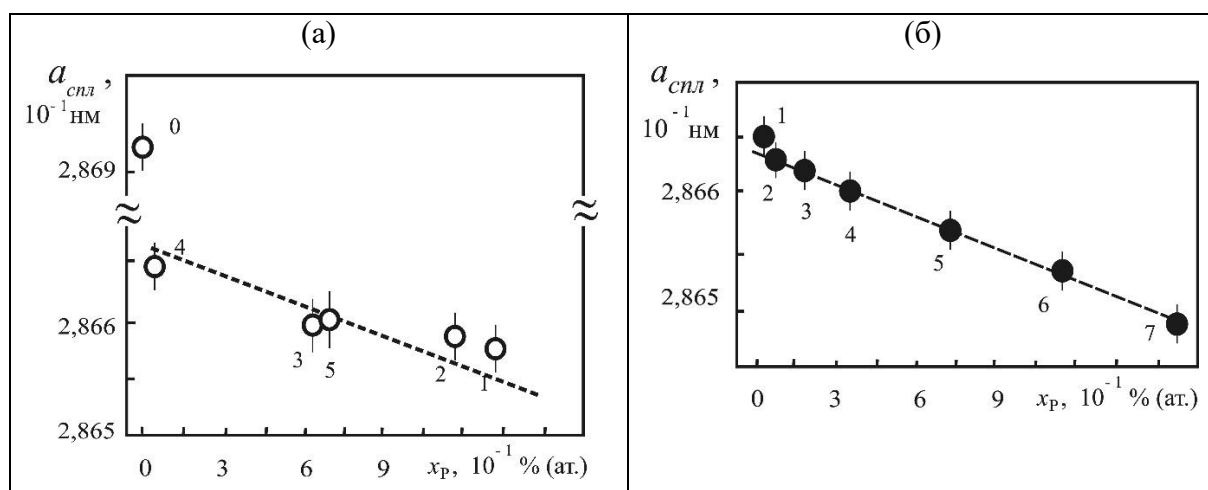


Рисунок 1. – (а) Экспериментальные данные [1], полученные методом рентгеновской дифрактометрии, по периоду ОЦК кристаллической решетки ($a_{\text{спл}}$) сплавов на основе α -Fe в зависимости от концентрации P (0, 1, 2, 3, 4, 5 – номера сплавов из [1]).

– (б) Зависимость периода кристаллической решетки твердого раствора на основе α -Fe от концентрации P для двухкомпонентных сплавов Fe- P по данным работы [2], (0, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 – номера сплавов из [2]).

Методом рентгеновской дифрактометрии, с применением регрессионного анализа, получены значения периода кристаллической решетки твердого раствора на основе α -Fe ряда растворенных элементов (Mo, Ni, Cr, Al, Si, Sn, B, P, S), являющихся основными легирующими и примесями в сталях. По концентрационным зависимостям периода

решетки твердых растворов определили радиус 1-й координационной сферы (равновесное расстояние между растворенным атомом и окружающими его атомами растворителя), считая количество ячеек, содержащих атомы растворенного компонента, пропорциональным содержанию соответствующего химического элемента в сплаве.

С использованием структурных и термодинамических характеристик чистых металлов и твердых растворов на основе железа, разработаны алгоритмы построения потенциала Леннарда-Джонса для описания взаимодействия пар атомов, с ограничением максимального радиуса межатомного взаимодействия, который вводится как дополнительный (третий) параметр. Рассчитаны значения параметров потенциала межатомного взаимодействия Леннарда-Джонса для одноименных и разноименных пар атомов металлов (Fe, Cr, V, Mo, W, Al, Ni, Cu) и разнородных пар (Fe-P, Fe-S).

Разработан принцип построения компьютерных моделей на ограниченном числе атомов, основанный на введении ограничения радиуса действия межатомного парного взаимодействия. В отличие от традиционного подхода построения компьютерных моделей бесконечных кристаллов, используемого в классическом методе молекулярной динамики, где кристалл рассматривается как бесконечное число атомов расположенных в пространстве в периодической закономерности, в новом подходе предлагается рассматривать кристалл состоящим из бесконечного числа одинаковых атомных конфигураций, включающих ограниченное количество атомов (порядка одной или нескольких элементарных кристаллических ячеек).

Результаты компьютерного моделирования методом молекулярной динамики на ограниченном количестве атомов показывают, что вакансии вносят сжимающую деформацию в кристаллическую ячейку α -Fe, а бивакансии – растягивающую.

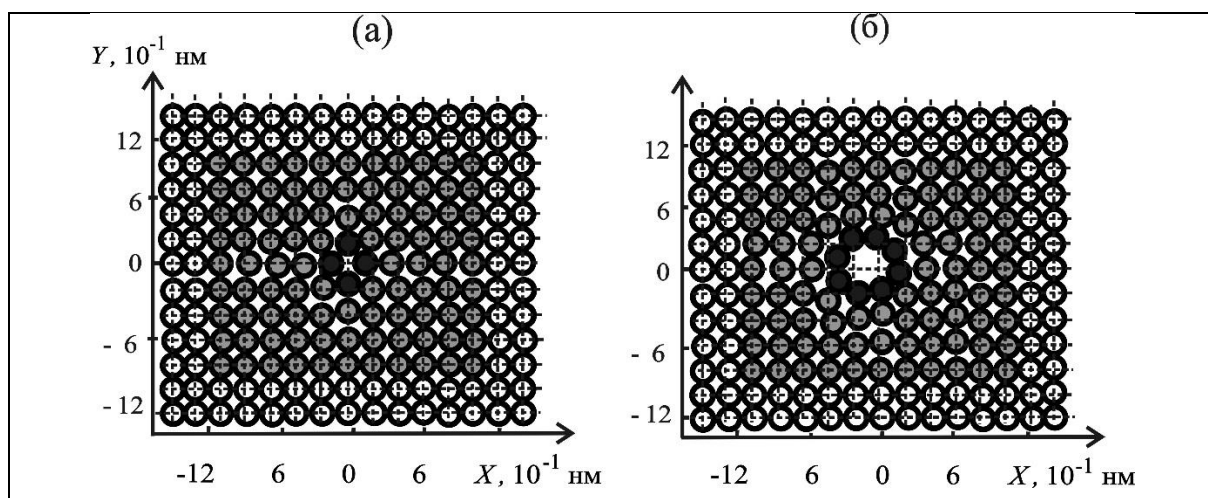


Рисунок 2. Равновесные атомные конфигурации точечных дефектов ОЦК кристаллической решетки α -Fe в плоскости (100), смоделированные методом молекулярной динамики на ограниченном числе атомов: (а) – вокруг одиночной вакансии; (б) – вокруг бивакансии.

Таким образом, бивакансии, аналогично атомам, растворенным по типу замещения, увеличивают период ОЦК решетки α -Fe, а вакансии – уменьшают. Количество бивакансий в ОЦК металле может быть сопоставимо с количеством вакансий, в зависимости от степени чистоты (содержания примесей). Последнее подтверждается увеличением периода решетки при стремлении к нулю концентрации растворенных атомов (смотри Рис.1, а, б).

Список литературы

1. Filippova V.P., *Journal of ASTM International* **6** (5), pp 1-9 (2009)
2. Hattendorf H., Buchner A., Inden G., *Steel Research* **59** (6) pp 279-280 (1988)

ОПИСАНИЕ ТРАЕКТОРИЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК МЕТАЛЛАХ ГЛУБОКИМИ РЕКУРРЕНТНЫМИ НЕЙРОННЫМИ СЕТЯМИ

Е.В. Фомин, А.Е. Майер

Челябинский государственный университет, г. Челябинск

Email: fomin33312@gmail.com

На стадии пластической деформации материалов предыстория деформации определяет текущее состояние вещества, то есть такой процесс является динамической системой [1]. При этом напряженное состояние вещества может существенно отличаться при различных траекториях деформации (Рис. 1). Исследования показывают [2], что динамические процессы с большой точностью могут быть аппроксимированы глубокими рекуррентными нейронными сетями (Рис. 2).

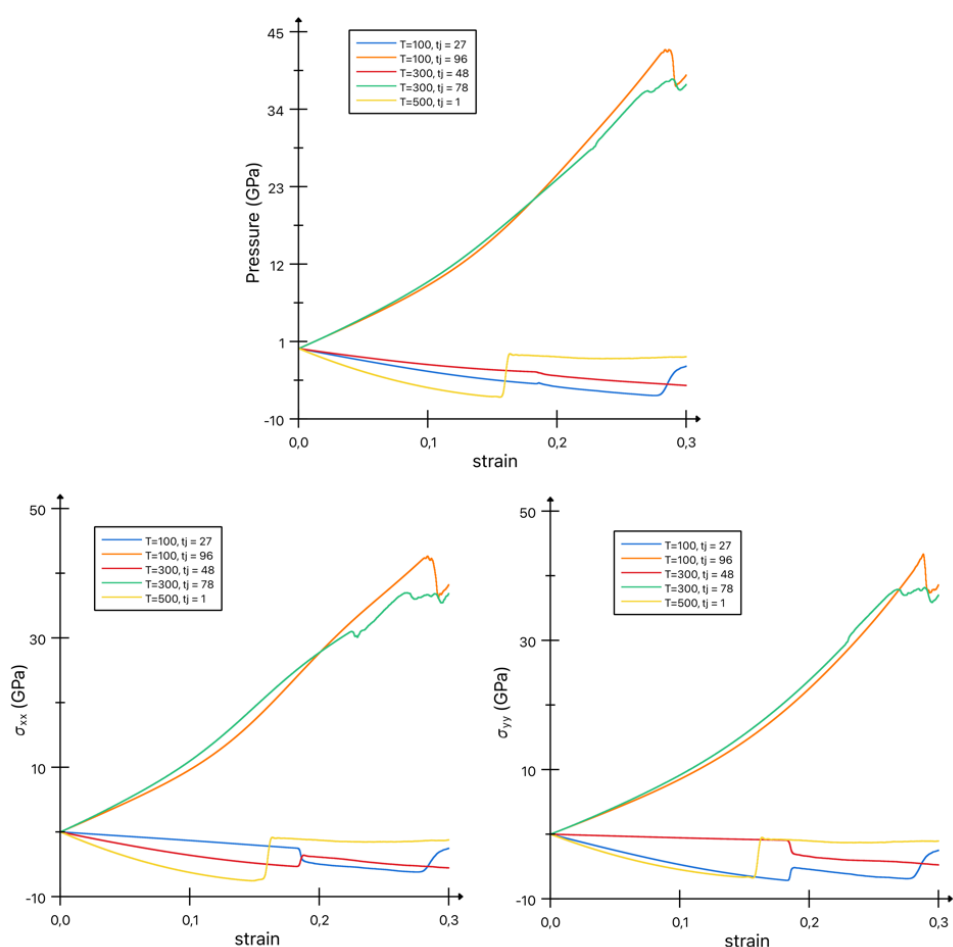


Рисунок 1. Напряженное состояние (давление, компоненты тензора напряжения σ_{xx} и σ_{yy}) в чистом ГЦК монокристалле при различных траекториях деформации.

В данной работе на основе данных МД моделирования [3] множества траекторий деформации кристалла чистого алюминия обучена глубокая модель рекуррентной нейронной сети.

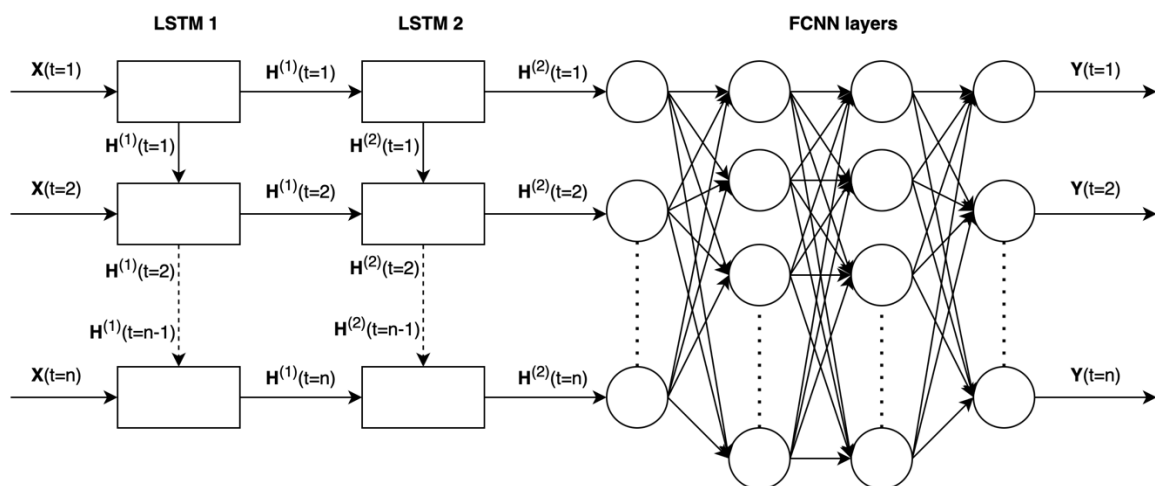


Рисунок 2. Схема глубокой рекуррентной сети, которая содержит ячейки LSTM (long short-term memory) с обратной связью и последующие слои нейронной сети прямого распространения без обратных связей.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 20-11-20153-П, <https://rscf.ru/project/23-11-45024/>.

Список литературы

1. M.B. Gorji, M. Mozaffar, J.N. Heidenreich, J. Cao, D. Mohr, *J. Mech. Phys. Solids* **143**, pp. 103972 (2020).
2. W. Yu, J. Gonzalez, X. Li, *Neurocomputing* **422**, pp. 85–94 (2021).
3. S. Plimpton, *J. Comput. Phys.* **117**, pp. 1–19 (1995).

МЕЖЧАСТИЧНЫЕ ПОТЕНЦИАЛЫ НА ОСНОВЕ ГЛУБОКИХ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ СПЛАВОВ: НА ПРИМЕРЕ СИСТЕМЫ Fe-Cr-C

Е.О. Хазиева¹, Н.М. Щелкачев², Р.Е. Рыльцев^{1,2}

¹ Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

² Институт физики высоких давлений им. Л. Ф. Верещагина РАН, Москва, Россия

Email: cat.hazieva@yandex.ru

Межчастичные потенциалы машинного обучения (MLIPs – Machine Learning Interatomic Potentials) – это новый класс силовых полей для атомистического моделирования. Основная идея такого подхода – аппроксимировать поверхность потенциальной энергии системы с помощью некоторой многочастичной функции общего вида (например, нейронной сети) используя эталонные значения, полученные с помощью *ab initio* расчетов. Полученный потенциал затем используется в рамках классического атомистического моделирования что позволяет достигнуть *ab initio* точности при меньших на порядки меньших вычислительных затратах [1]. В последние годы было показано, что MLIPs на основе нейронных сетей являются эффективным инструментом для расчета теплофизических свойств металлических сплавов [1-5].

В данной работе представлены результаты разработки и верификации MLIP для системы Fe-Cr-C, которая играет важнейшую роль в металлургии как основа для конструкционных нержавеющих сталей. С фундаментальной точки зрения эта система интересна наличием сложных химических взаимодействий между переходными металлами и углеродом, а также выраженными магнитными свойствами железа.

Для разработки потенциалов глубокого обучения (DP – Deep Potentials) мы используем пакет DeePMD-kit [5], в котором в качестве регрессионной модели используется многослойные нейронные сети прямого распространения. Тренировка (параметризация) потенциала производилась в рамках идеологии активного обучения (AL – active learning) в пакете DPGEN [5] с помощью набора неупорядоченных конфигураций (расплавов и переохлажденных жидкостей) во всем диапазоне составов. Эталонные значения энергий и сил вычислялись методом функционала электронной плотности с использованием пакета VASP. Полученный потенциал были верифицирован путем сравнения результатов атомистического моделирования, *ab initio* расчетов и эксперимента для широкого спектра теплофизических и транспортных свойств системы Fe-Cr-C. Мы показываем, что DP очень хорошо воспроизводит *ab initio* данные для энергий, сил и вириалов, а также функции радиального распределения и функции автокорреляции скорости, извлеченные из AIMD. Так же потенциал демонстрирует хорошую точность расчета наблюдаемых свойств в сравнении с известными экспериментальными данными.

Список литературы

1. Y. Mishin, Acta Mater. 2021, 214, с.116980.
2. N. Kondratyuk, R. Ryltsev, V. Ankudinov, N. Chtchelkatchev, J. Mol. Liq. 2023, 380, с.121751.
3. A.O. Tipeev, R.E. Ryltsev, N.M. Chtchelkatchev, S. Ramprakash, E.D. Zanotto, J. Mol. Liq. 2023, 387, с.122606.
4. Е.О. Хазиева, Н.М. Щелкачев, А.О. Типеев, Р.Е. Рыльцев, ЖЭТФ, 2023, 164, с.980.
5. Wen, T., Zhang, L., Wang, H., Weinan, E., Srolovitz, D. J. Materials Futures, 2022, 1, с.022601.

МНОГОМАСШТАБНАЯ МОДЕЛЬ ПОЛЗУЧЕСТИ В СТАЛЯХ С УЧЕТОМ МИКРОСТРУКТУРЫ

К.Ю. Хромов¹ В.А. Рябов¹, А.В. Козлов², В.Л. Панченко²

¹ НИЦ «Курчатовский институт», 123098, пл. акад. Курчатова 1, Москва

² АО «Институт реакторных материалов», 624250, Свердловская область, г. Заречный

Email: k.yu.khromov@gmail.com

Разработана многомасштабная модель для описания влияния микроструктуры и содержания легирующих элементов на скорость радиационной ползучести в сталях ЭП823 и ЭК164. Предложена схема моделирования движения дислокаций и взаимодействия дислокаций с точечными дефектами в рамках метода молекулярной динамики, в реальных сплавах, содержащих петли, поры и преципитаты с характерными размерами и составом, определенными в эксперименте. При этом в качестве матрицы использовать неупорядоченные твердые растворы с содержанием Fe, Cr и Ni, соответствующим спецификациям сталей ЭП 823 и ЭК 164. Далее методом дискретной динамики дислокаций рассчитана эволюция локальной плотности дислокаций в зерне с учетом переползания и скольжения дислокаций. Показано, как происходит изменение локальной плотности дислокаций с образованием микроструктуры. Рассчитано распределение локальных напряжений в решетке, вызванное микроструктурой. Рассчитаны значения для скорости ползучести в сплавах FeCr и FeCrNi с учетом наличия микроструктуры. Полученные в результате моделирования значения скоростей ползучести отличаются от экспериментальных величин на 20-50%. Выявлены факторы, ограничивающие точность модели, и предложен алгоритм моделирования для повышения точности предсказания скорости ползучести.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ЛОКАЛЬНОГО ПОРЯДКА И ПЕРВИЧНОЙ СУБМИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ РАСПЛАВОВ

Чирков П.В., Кичигин Р.М., Караваев А.В., Дремов В.В.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Российский Федеральный Ядерный Центр Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики имени академика Е.И. Забабахина», г. Снежинск, Российская Федерация

Email: chirkovpv@vniitf.ru

Кристаллизация металлов и их сплавов во многом определяет свойства и является существенным процессом в металлургии, где приходится иметь дело с отливками массой от нескольких грамм до десятков тонн, так и в аддитивных технологиях с массами затвердевающих капель в несколько наногрмм. Исследования способов управления кристаллизацией открывают широкие перспективы в создании новых технологий для получения материалов с заданными свойствами и улучшения существующих технологий. В основе свойств любого материала лежит его микроструктура, и именно условия, в которых происходит затвердевание, определяют фазовый состав, зёрненную структуру, плотность дефектов структуры и другие микроскопические параметры. Одним из эффективных современных расчетно-теоретических методов исследования свойств материалов на микроуровне является атомистическое моделирование

В данной работе в качестве объекта исследования процесса кристаллизации выбран сплав Fe-Ni-Cr, по составу близкий к нержавеющей стали 316L аустенитного класса. Для описания межатомного взаимодействия выбран потенциал типа EAM [1], хорошо зарекомендовавший себя при описании свойств данной стали [2]. Основное внимание уделено исследованию предкристаллизационного слоя (ПКС), разделяющего область жидкого и твердого состояния при затвердевании. Понятие предкристаллизационного слоя обобщает понятие фронта кристаллизации – поверхности, отделяющей кристалл от жидкости. Внешний вид кристалла, расплава и разделяющего их ПКС показан на рис. 1.

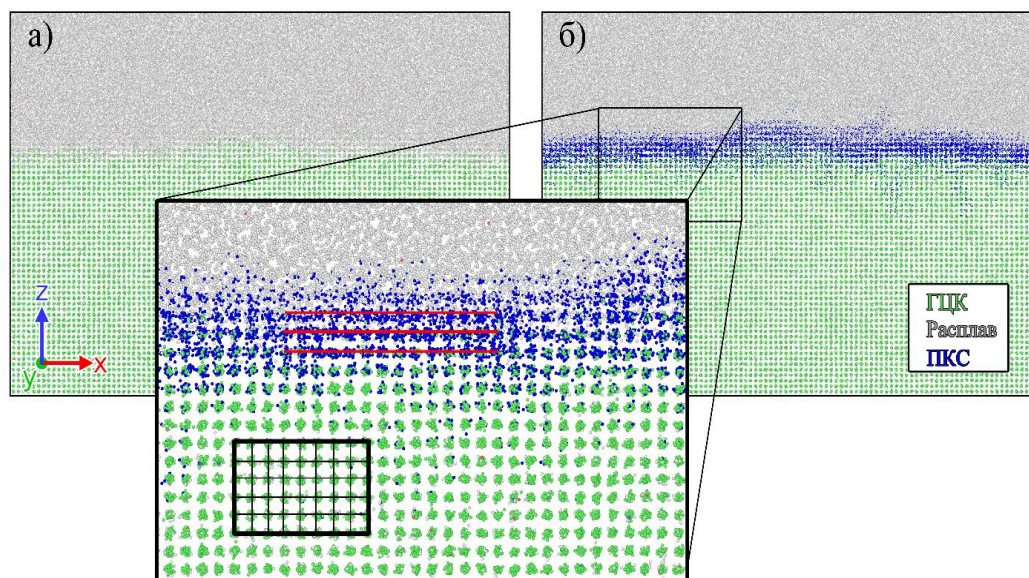


Рисунок 1. Предкристаллизационный слой в исследуемом образце Fe-Ni-Cr с направлением по оси Z [001]. а) после определения структуры РТМ; б) с закрасенным синим цветом предкристаллизационным слоем. На выноске более детально представлена атомная структура образца

В данной работе показано, что ПКС является источником дефектов кристаллизации. Пример двойникованной структуры аустенитной стали, образующейся в ходе

кристаллизации при температуре $0.925T_m$ показан на рисунке 2. Проведено исследование процесса двойникового при кристаллизации нержавеющей стали 316L. Механизм двойникового является основным механизмом формирования субмикроструктуры. Показано, что плоскости двойникового формируются внутри ПКС преимущественно параллельно фронту кристаллизации, а характерное расстояние между плоскостями двойникового (размер двойников) определяется скоростью кристаллизации и ориентацией фронта кристаллизации относительно решетки растущего кристалла.

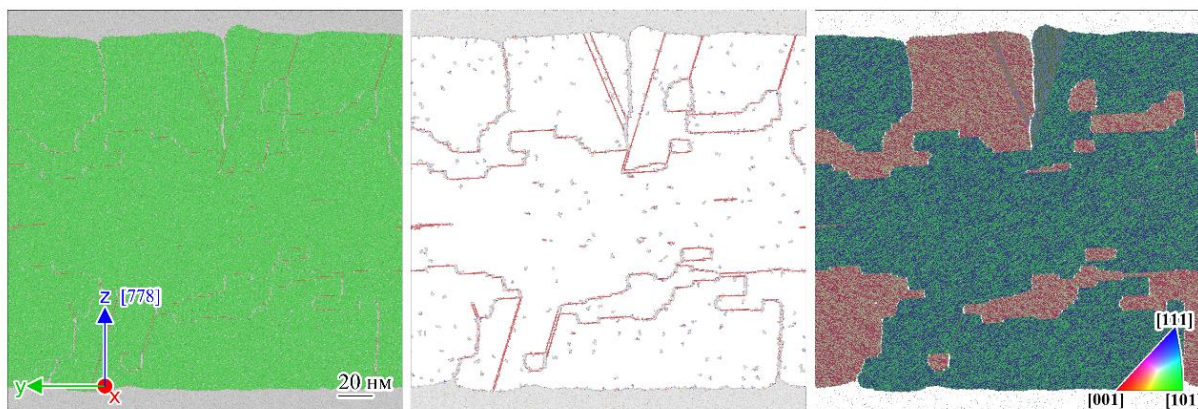


Рисунок 2. Прямое КМД-моделирование кристаллизации сплава Fe-Ni-Cr при кристаллизации. Слева зеленым цветом показаны атомы, образующие ГЦК структуру, серым – атомы неупорядоченной жидкости и красным – ГПУ структура. В центре не показаны атомы, образующие ГЦК структуру. Справа показана ориентация кристаллических зерен.

Список литературы

1. NIST Interatomic Potentials Repository <https://www.ctcms.nist.gov/potentials/entry/2019--Mendeleev-M-I--Fe-Ni-Cr/2019--Mendeleev-M-I--Fe-Ni-Cr--LAMMPS--ipr1.html>
2. I.A. Ivanov, V.S. Dub, A.A. Karabutov et al. / Scientific Reports 2021, 11, 23501.

ОТ КВАНТОВОЙ МЕХАНИКИ ДО ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ С ПОМОЩЬЮ ИСКУССТВЕННОГО ИНТЕЛЛЕКТА

А.В. Шапеев

Сколтех, Москва

Email: a.shapeev@skoltech.ru

В задаче in-silico дизайна материалов первостепенное значение имеет точный расчет их свойств. Хотя квантовая механика обеспечивает такую точность, часто она требует значительных, порой непомерно высоких, затрат вычислительных ресурсов. Методы искусственного интеллекта (ИИ) позволяют значительно сократить эти затраты. В своей презентации я продемонстрирую, как применение машинного обучения к взаимодействиям между атомами позволяет нам значительно ускорить квантово-механические расчеты на несколько порядков, обеспечив высокую вычислительную эффективность и точность. С применением алгоритмов активного обучения такие взаимодействия могут быть «выучены» моделью в автономном режиме.

Кроме того, в своем выступлении я расскажу о байесовских методах, применяемые для планирования молекулярных симуляций. Последние позволяют методам ИИ брать на себя рутинные задачи, традиционно выполняемые исследователями вручную: такие как подбор условий моделирования, обеспечение сходимости численных методов или планирование задач для высокопроизводительных вычислений. В качестве иллюстрации

данного подхода я продемонстрирую полуавтоматический метод расчета фазовых диаграмм.

ДИСКРЕТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЕТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ СЛОЖНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

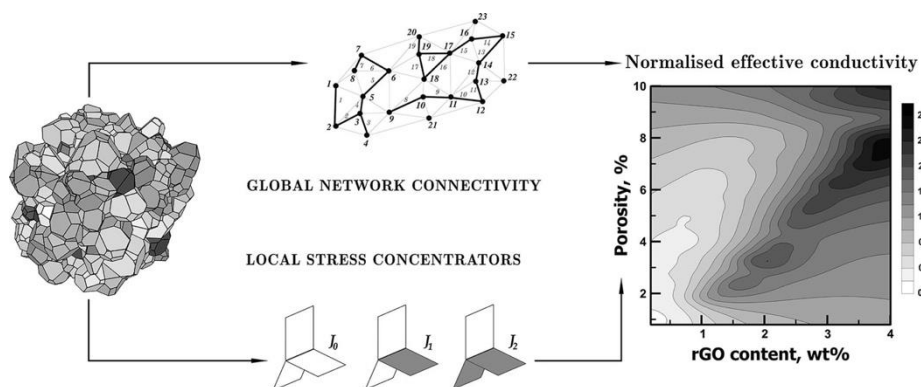
И.Н. Бородин¹, А.Г. Шейнерман², М.Ю. Гуткин², А.П. Живков¹

¹ University of Manchester, Manchester M13 9PL, UK

² Институт проблем машиноведения РАН, В.О., Большой пр., 61, Санкт-Петербург, 199178, Россия

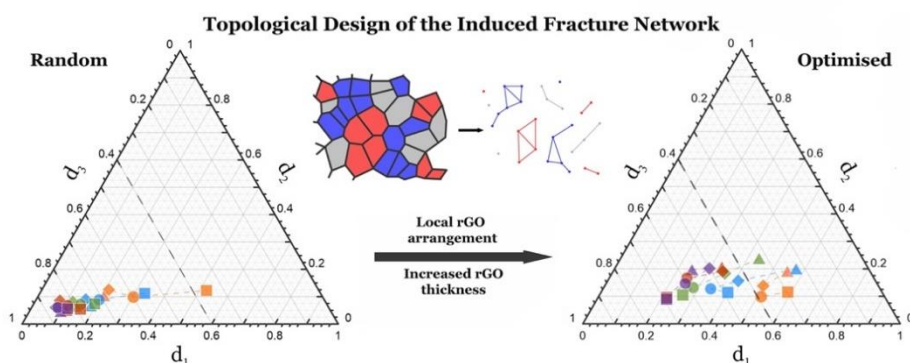
Email: elbor7@gmail.com

Керамические композиты нового поколения требуют увеличения сложности микроструктуры их дефектов, что, в свою очередь, ставит задачу управляемого дизайна этой микроструктуры. Кроме того, различные применения этих композитов (в том числе в экстремальных условиях эксплуатации) требуют гибкости в управлении их микроструктурой и оптимизации последней в каждом конкретном случае. К сожалению, хорошо развитые и широко применяемые методы континуального моделирования (такие как метод конечных элементов) не могут обеспечить такой гибкости и обычно годятся только для моделирования локальных процессов разрушения, или, наоборот, усредненного макроскопического поведения материала с использованием эмпирических определяющих соотношений. В любом случае, они никак не позволяют ответить на главный вопрос, требующий разрешения для успешного численного дизайна композитов: как исходная геометрия и топология сетей дефектов на мезоуровне влияет на развитие макроскопических структур разрушения материала. Дискретные подходы, в принципе, позволяют моделировать развитие сетей дефектов и индуцированных дефектами структур разрушения на микро- и мезоуровнях, но их применение на сегодняшний день ограничено слабой развитостью методологии и нереалистичными клеточными топологиями (вроде кубической), которые используются в большинстве моделей типа конечных автоматов. В конечном итоге, это не позволяет исследовать влияние локальных взаимодействий дефектов на статистически значимые объемы материала, на многомасштабность протекающих в нем процессов и на механические свойства композита в целом.



Новая полностью дискретная методология (см. схему выше), развитая в работах [1-8], позволяет естественным образом преодолеть подобные трудности и прогнозировать топологию сети нанотрещин, возникающей в сложно-структурированном композите при трех принципиально различных эталонных конфигурациях ансамбля включений: при их случайном пространственном распределении и при их распределениях с максимальным и с минимальным разнообразием локальных соединений дефектов [7,8]. Топологически реалистичная модель керамического нанокompозита, основанная на трехмерном разбиении

пространства полиэдрами Вороного [9] и на идеях алгебраической топологии [10] и теории графов [11], позволила впервые исследовать эффекты, вызванные агломерацией включений по границам зерен и действием концентраторов напряжений, связанных с включениями и нанотрещинами. Разработанный программный комплекс PCC Processing Design [12] дает возможность численно спроектировать специальные типы упорядочения включений для управления структурами множественного растрескивания в нанокерамических композитах и выявить наиболее значимые факторы, влияющие на наведенную топологию сети микротрещин [8].



Результаты моделирования [7,8] показали (см. схему выше), что распределение включений в композите, то есть топология образуемой ими микроструктуры, может оказывать более существенное влияние на физические и механические свойства материала, чем массовая доля этих включений. Поэтому изменение только доли включений, что является обычной практикой при экспериментальных исследованиях, или изменение размера матричного зерна не могут обеспечить оптимальные значения прочности и электропроводности композита [7]. Случайное распределение может быть оптимальным выбором только для очень малых долей включений, обычно ниже одного массового процента. Соотношение между локальными концентраторами напряжений, связанными с включениями и микротрещинами, является наиболее существенным фактором, влияющим на формирование сети разрушения; только при небольших значениях этого соотношения пространственное распределение включений может быть эффективным инструментом управления разрушением композита [8]. Увеличение количества агломераций включений по границам зерен также приводит к большему разнообразию достижимых пространственных конфигураций сети микротрещин.

Исследования керамических композитов поддержаны проектами РНФ 18-19-00255 и РНФ 23-19-00236. И. Н. Бородин и А. П. Живков благодарны EPSRC Великобритании за поддержку исследований дискретных многообразий грантами EP/V022687/1 (PRISB) и EP/N026136/1 (GEMS).

Список литературы

1. P.D. Boom, O. Kosmas, L. Margetts, A.P. Jivkov, *Int. J. Sol. Struct.* 236-237 (2022) 111345.
2. K. Verbatov, P.D. Boom, A.L. Hazel, A.P. Jivkov, *Appl. Math. Modelling* 110 (2022) 172–192.
3. E.N. Borodin, A.P. Jivkov, *Philos. Mag.* 100 (2020) 467–485.
4. S. Zhu, E. Borodin, A.P. Jivkov, *Acta Mater.* 259 (2023) 119290.
5. S. Zhu, A.P. Jivkov, E. Borodin, A. Bodyakova, *Acta Mater.* 264 (2024) 119600.
6. S. Zhu, E. Borodin, A.P. Jivkov, *Comp. Mater. Sci.* 234 (2024) 112804.
7. E. Borodin, A.P. Jivkov, A.G. Sheinerman, M.Y. Gutkin, *Maters. & Design* 212 (2021) 110191.
8. E.N. Borodin, A.G. Sheinerman, O.Yu. Bushuev, M.Yu. Gutkin, A.P. Jivkov, *Maters. & Design*, 239 (2024) 112783,
9. R. Quey, Neper software (2024) <https://neper.info/>
10. D. Kozlov, *Combinatorial Algebraic Topology*, 2008.
11. P. van Mieghem, *Graph Spectra for Complex Networks*, 2011.
12. E. Borodin, *Polytopal Cell Complex (PCC) Processing Design code* (2022-2024)

Секция 7 «Строение и прочность горных пород и минералов»

ИССЛЕДОВАНИЕ ДРОБЯЩЕГО ДЕЙСТВИЯ ВЗРЫВА И КОМБИНИРОВАННЫХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Н.Н. Ефремовцев

Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова

Email: Noee7@mail.ru

Актуальность проводимых исследований обусловлена необходимостью разработки энергоэффективных технологий разрушения горных пород и добычи ценного кристаллосырья, обеспечивающих снижение техногенного воздействия взрывных работ. Разработана методология совершенствования промышленных взрывчатых веществ, подбора рационального вещественного состава, параметров комбинированных физико-химических воздействий на компоненты ВВ и горные породы и конструкций зарядов с применением стандартных имитационных композиционных моделей с выделенными зонами действия взрыва и образцами пород и кристаллосырья с различными физико-механическими характеристиками. Дробящее действие взрыва характеризуют выходом различных фракций на объем разрушаемого блока имитатора. Имитаторы пород и кристаллосырья с метками их положения относительно заряда маркируют и заливают песчано-цементным раствором на фиксированных расстояниях от заряда. Изучается изменение свойств и морфологии энергонасыщенных материалов и горных пород в результате акустического, магнитно-импульсного и СВЧ воздействий в средах специально разработанных поризующих множественных микро и нано дисперсных эмульсий.

Методика предусматривает проведение взрывных работ с оценкой дробящего и вредных действий взрыва одиночных шпуровых зарядов в специально разработанной взрывной камере и группы скважинных зарядов на борту карьера с оценкой характеристик не только дробящего, но и вредных действий взрыва зарядов различной конструкции [1,2]. Конструкция взрывной камеры, разработанная в ИПКОН РАН, обеспечивает возможность локализации фрагментов имитационной модели и отбора проб продуктов детонации. В рамках выполнения научно-исследовательских работ с государственным финансированием разработана и апробирована методика изменения морфологии и свойств ПВВ с применением акустического и магнитно - импульсного воздействия на структуру гранулитов и ВМ извлекаемых из боеприпасов с регистрацией в процессе полигонных испытаний изменения полноты детонации по величине векторной скорости смещения грунта и параметров ударной воздушной волны. Регистрация сейсмических и акустических волн осуществляется с использованием прибора Minimate Plus фирмы Instantel. Основные положения методики и нормативные документы, регламентирующие отбор проб пыли и вредных газов приведен в работе [2]. Разработана методика численной оценки изменения энергетических характеристик дробящего, сейсмического и акустического действия взрыва, гранулометрического состава горных пород, параметров воронки выброса в зависимости от кинетики выделения энергии. При этом важнейшим элементом методики испытаний зарядов различных ПВВ является определение особенностей детонации ВВ имеющих различную плотность, конструкцию и морфологию компонентов с применением ионизационного, оптико-волоконного, а также электромагнитного метода измерения параметров детонационных и ударных волн.

Оценка и анализ изменения во времени и пространстве взрываемой среды напряжений, интенсивности затухания волн сжатия и растяжения, локализации зон пластической деформаций и предразрушений, возникающих при применении различных

ПВВ и конструкций зарядов осуществляется с применением численного моделирования методом сглаженных частиц.

На стадии полигонных испытаний после взрыва зарядов с различными взрывчатыми характеристиками и кинетикой выделения энергии проводится оценка гранулометрического состава фрагментов из различных зон действия взрыва, выделенных цветом. Фрагменты стандартных образцов кристаллосырья и пород (ОКП) с различными физико-механическими характеристиками, расположенные на фиксированных расстояниях от заряда в различных зонах действия взрыва отделяются от общей массы имитационной модели из песчано-цементной смеси. В лабораторных условиях производится оценка гранулометрического состава размеров фрагментов в каждой выделенной зоне действия взрыва имитационной модели и расстояний между вновь образованными трещинами ОКП. Рассчитываются индексы дробимости и трещинообразования для каждого образца породы и кристаллосырья и их изменения в зависимости от расстояния до заряда и скорости выделения энергии заряда. Установлено существенное отличие характера разрушения образцов горных пород при применении зарядов щадящего и дробящего действия. Исследования изменений прочности образцов пород до и после взрыва производятся с применением известных методов оценки физико-механических свойств на различных масштабных уровнях.

Список литературы

- 1.Ефремовцев Н.Н. Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). Отдельные статьи(специальный выпуск).-2012.-№12.с 3-10 . ISSN 0236-1493.
2. Ефремовцев Н.Н. Взрывное дело. Выпуск №141/98. -М.: ИПКОН РАН, 2023.Стр.20-38.

ЭНЕРГИЯ ГОРНО-ТЕКТОНИЧЕСКИХ УДАРОВ (ТЕХНОГЕННЫХ ЗЕМЛЕТРЯСЕНИЙ) И УДАРООПАСНОСТЬ ГОРНЫХ ПОРОД

А.В. Жабко

ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет»,

Email: zhabkoav@mail.ru

Механизм пластического деформирования горной породы на стадии деформационного упрочнения, согласно развиваемой автором концепции, может быть представлен следующим образом [1, 2]. После превышения предела упругости (предела прочности по микротрещине, дефекту, межзеренному контакту, трещине отдельности, тектоническому нарушению и т.д.) в окрестности сдвиговых (микросдвиговых) площадок в образце или же в окрестности тектонического нарушения изменяется механизм деформирования и, соответственно, механизм накопления энергии деформации. С этого момента энергия в образце или массиве начинает накапливаться двумя разными способами, то есть в любом массиве с предельно напряженным контактом (трещина, дизъюнктив и т.д.) по которому выполняется условие специального предельного равновесия, энергия накапливается как результат всестороннего сжатия материала и в виде изгиба элементов среды в окрестности данной трещины вследствие ее разворота. Первую, наиболее привычную для нас энергию, можно назвать линейной, так она накапливается в результате возникновения линейной деформации, а вторую – угловой энергией, так как она накапливается в виде изгиба элементов среды. Необходимо оговориться о том, что термин угловая деформация здесь не следует понимать буквально, так как в окрестности трещины (разлома) вдоль которой выполняется условие специального предельного равновесия нарушается закон парности касательных напряжений, что, в свою очередь, и приводит к возникновению момента сил и развороту элемента среды, содержащего эту трещину. Заметим также, что обе энергии являются упругими, только накапливаются с помощью различных механизмов. Накопленная до предела упругости и, накапливаемая в окрестности

трещины в процессе упрочнения линейная энергия, частично тратится на разворот площадок, то есть изгиб элемента среды в ее окрестности (структурного элемента), а по мере упрочнения частично подпитывает его энергией все сильнее изгибая ее. Поэтому к моменту наступления предела прочности (или ранее) полная энергия есть сумма двух ее составляющих – линейной и угловой. Одна часть энергии расходуется на статическое разрушение (линейная), а вторая – на динамическое, и от того какой энергии на более раннем этапе станет достаточно для выполнения своего сценария разрушения и будет зависеть исход.

Таким образом, принципиальная разница между сплошной средой и не сплошной или анизотропной, то есть среды с поверхностями ослабления в виде дефектов, трещин, разломов и т.д., заключается в способности анизотропной или не сплошной среды накапливать в себе динамическую энергию. В этой связи не сплошная или анизотропная среда, к которой можно отнести практически любой горный массив, сама по себе становится хрупкой. Нужно понимать, что анизотропия материалов определяется не только его структурой, но и напряженным состоянием. До тех пор, пока нет подвижек по площадкам трещин (тектонических разломов) или до предела упругости, материал ведет себя как сплошной, а когда они появляются (условие специального предельного равновесия) в корне меняется механика его деформирования и накопления энергии деформации. Поэтому анизотропность, в смысле наличия дефектов, трещин и т.д. при достаточном уровне нагрузки является синонимом термина хрупкость, что бы мы в него не вкладывали. Другими словами, хрупкость – это не свойство самого материала, а его несплошность при определенных нагрузках.

После преодоления сопротивления по контакту микротрещины в образце разница напряжений на нем становится равной C' и если продолжить нагружать образец, то он разрушится от прорастания отрывных трещин параллельно главному напряжению, так как силы по сдвиговому контакту не уравновешены. Однако здесь вступает в действие механизм упрочнения, то есть разворота трещины и ее окрестности, который позволяет сохранять вдоль контакта условие специального предельного равновесия вплоть до предела прочности. При этом, часть линейной энергии, запасенной в элементе, тратится на данный разворот (угловая энергия). То есть, если в статическом смысле разворот площадки позволяет уравновесить силы вдоль нее, то в энергетическом смысле это все выглядит еще более изящно: упрочнение (увеличение нагрузки) становится возможным вследствие перераспределения накопленной линейной энергии, то есть ее разделение на линейную и угловую. Именно поэтому два соседних элемента образца (один с трещиной, а второй – нет) с одним и тем же наклоном площадок, но с различными прочностными характеристиками (сцеплением) контакта (C' , C), на пределе прочности как бы выдерживают одну и ту же нагрузку $\sigma_1 = \sigma_{пр}$ (рис. 1). В действительности, первичная трещина несет только часть нагрузки, обусловленной энергией $U'_{лин}$. Накопленная до предела упругости линейная энергия расходуется на диссипацию энергии при образовании сдвиговых и разрывных дефектов, а также на изгиб элемента (угловая энергия).

Для образцов горной породы характерное значение величины сцепления по трещинам находится в интервале: $C' = (0,1 \div 1) \cdot C$, для горного массива сцепление по разломной области: $C' = (0,01 \div 0,1) \cdot C$.

Приращение энергии деформации на стадии деформационного упрочнения (динамическая или угловая энергия) для одного образованного дефекта или микротрещины (две равнодействующие реакции по обе стороны от дефекта) при изгибе структурного элемента, согласно работам [3], выразится зависимостью:

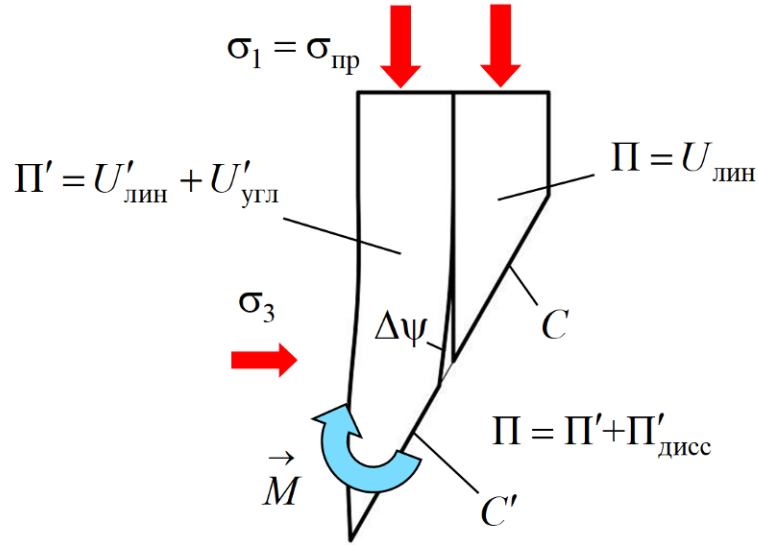


Рисунок 1. Схема деформирования и накопления энергии деформации

$$U = \frac{1}{2} M_{\text{ср}} \Delta \psi = \frac{1}{2} \int_{\psi_1}^{\psi_2} (\tau - \text{tg} \varphi \sigma_n - C) l^2 \cos \varphi \cos \psi \sin(\psi - \varphi) d\psi, \quad (1)$$

где M – изгибающий структурный блок (окрестность трещины, дефекта) момент силы; l – протяженность (длина) трещины отдельности; ψ – угол наклона наиболее слабой сдвиговой площадки к минимальному главному напряжению σ_3 (в общем случае является функцией напряженного состояния); $\Delta \psi \equiv d\psi$ – угол разворота дефекта в процессе пластического деформирования; φ – угол внутреннего трения.

Введем в качестве показателя анизотропии свойств некий коэффициент $\lambda = C' / C$, тогда с учетом (1) выделяемая сейсмическая энергия выразится зависимостью:

$$U = \frac{1}{2} M_{\text{ср}} \Delta \psi = \frac{1}{2} \frac{(1 + \lambda)}{2} C l^2 \cos \varphi \cos \psi \sin(\psi - \varphi) \Delta \psi. \quad (2)$$

Формулы (1) и (2) определяет полную динамическую энергию для плоской задачи. Однако энергия, идущая на образование сейсмических волн, фиксируемых аппаратурой, гораздо меньше. Диссипация энергии учитывается с помощью, так называемого, сейсмического КПД $\eta \approx 10^{-4} - 10^{-2}$. Угол ψ может быть принят близким к значению $\pi / 4 + \varphi / 2$. Таким образом, для плоского случая, диапазона изменения угла внутреннего трения $\varphi = 30 \div 45^\circ$ и низкой величины сцепления в разломной зоне $\lambda \rightarrow 0$, используя формулу (2), величина энергии выразится зависимостью:

$$U = (0,054 \div 0,026) \eta C l^2 d \Delta \psi, \quad (3)$$

где d – поперечный размер накапливающего угловую энергию блока.

Используя зависимость (3) была рассчитана энергия самого сильного горно-тектонического удара на шахтах СУБРа, которая составила $U = 0,9 \times 10^9$ Дж. Фактически выделенная зафиксированная энергия составила $1,26 \times 10^9$ Дж.

Полная удельная линейная энергия, которую накапливает образец горной породы при объемном напряженном состоянии на пределе прочности аналитически можно оценить следующей зависимостью:

$$\Pi = \frac{(\sigma_1 - \sigma_3)^2}{2E} \approx \frac{\sigma_{сж}^2}{2E}. \quad (4)$$

где E – модуль упругости породы; $\sigma_{сж}$ – предел прочности на одноосное сжатие.

Линейная энергия, определяемая зависимостью (4), это вся упругая энергия, накопившаяся до предела прочности (по измеренным значениям деформаций в лаборатории). Частично данная энергия в процессе упрочнения тратится на разворот (изгиб) среды в окрестности активной трещины и диссипацию. Вне зависимости от количества рассеянной энергии (работа неупругих деформаций), отношение угловой энергии U к полной Π , будет характеризовать склонность породы к динамическому разрушению. Угловая энергия символизирует потерю устойчивости, а линейная, расходуется на статическое разрушение. Поэтому чем больше угловая энергия будет отнимать полной энергии, тем меньше линейной энергии будет расходоваться на статическое разрушение, а значит будет расти вероятность именно динамического разрушения. То есть удароопасность породы определяется балансом линейной и угловой энергий или их энергоемкостями. Таким образом, показатель удароопасности можно представить в следующем виде:

$$p = \frac{2U}{\Pi}. \quad (5)$$

Используя зависимости (2), (4) и (5), показатель удароопасности для удароопасных пород, то есть пород склонных к динамическому разрушению выразится зависимостью:

$$p = \frac{E\Delta\psi}{2C} \cdot \frac{\cos\psi \sin(\psi - \varphi)}{\sin\psi \operatorname{tg}^2\psi}. \quad (6)$$

Когда угловая энергоемкость начинает превышать линейную энергоемкость, показатель удароопасности (6) становится большим единицы. В этом случае динамическое разрушение в данной породе без притока дополнительной энергии невозможно. То есть такие породы в жестком режиме нагружения не удароопасны. Показатель удароопасности (6) можно рассматривать как вероятность сейсмического события в конкретной породе, но в случае, когда угловая энергоемкость породы превышает линейную, в качестве показателя удароопасности необходимо принять величину обратную (6). Используя зависимость (6) был рассчитан показатель удароопасности для некоторых типов пород (табл.) и построена диаграмма удароопасности пород (рис. 2).

Любая наука призвана объяснить многообразие происходящих явлений на основе ограниченного количества субъективно выбранных параметров, присущих некой модели. Проблемы технических (инженерных) наук состоят в абстрактности данных параметров, собственно, как и самого понятия "сплошная среда", которые часто не представляется возможным даже измерить (например, напряжения в теле). Горная порода – единственная инженерная среда, которая утрачивает свою сплошность уже при относительно небольших нагрузках (прочность по трещине отдельности). Вместе с этим утрачивается и математический аппарат для расчета напряженно-деформированного состояния, резко и

Баланс энергий и критерий удароопасности горных пород

Наименование породы	C , МПа	φ , град	E , ГПа	$\Delta\psi$, град	$\Pi \times 10^5$, Дж	$U \times 10^5$, Дж	ρ
Талькохлорит	24	35	45,9	2,1	0,93	1,88	0,25
Мрамор 1	34	31	24,1	2,9	0,72	4,17	0,36
Мрамор 2	24	31	50,4	2,7	0,71	2,74	0,13
Диабаз	34	45 (55)	86,1	0,2	1,57	0,18	0,22
Песчаник выбросоопасный	35	34	23,6	2,0	3,67	2,69	0,68
Песчаник не выбросоопасный	36	43	22,0	0,4	6,23	0,40	0,13
Песчаник Д-8	35	35	24,6	1,3	3,68	1,69	0,92
Известняк Д-6	34	45 (51)	67,4	0,4	2,00	0,35	0,35
Песчаник П-04	17	40	18,8	0,6	1,41	0,32	0,45
Уголь	15,5	41	18,8	0,4	1,23	0,19	0,30
Диабаз 5,7	36	45 (50)	70,8	0,2	2,1	0,18	0,17
Диорит 11	60	45 (56)	76,9	0,1	5,46	0,15	0,06
Известняк (Эстонсланец)	19	42	19,4	0,7	1,88	0,38	0,41
Каменная соль	6	45 (50)	8,0	0,7	0,52	0,11	0,41
Бетон	26	35	30,6	1,6	1,63	1,55	0,53
Кварцевый диорит Д-2	52	43	86,4	0,5	3,31	0,72	0,44
Цемент	40	20	19,5	3,5	3,35	8,04	0,21
Фоййит	36	35	34,6	0,3	2,76	0,40	0,29



Рисунок 2. Диаграмма удароопасности горных пород

неопределенно снижаются прочностные и деформационные характеристики массива, да и сами понятия напряжения, деформации начинают утрачивать свой первоначальный смысл. Но и это еще не все, несплошность (анизотропия) горной породы придает ей способность разрушаться в динамической форме, что создает повышенную опасность при ведении горных работ в шахтах и рудниках.

На основе выдвинутого ранее представления о механизме пластического деформирования горных пород и массивов, предлагается модель накопления ими энергии на стадии деформационного упрочнения. Согласно данным представлениям, после достижения предела упругости, изменяется механизм накопления энергии деформации. А именно, сдвиговые микротрещины, возникающие на стадии упрочнения, постепенно разворачиваются, с целью снижения на них напряжений и обеспечения условия

специального предельного равновесия. С энергетической точки зрения, данный разворот приводит к тому, что часть накопившейся в объеме энергии расходуется на данный разворот, то есть изгиб элементов среды, содержащих данную микротрещину, тем самым уменьшая энергию, предназначенную для сдвига. Таким образом, энергия в окрестности любой предельно напряженной трещины отдельности от микротрещины, до разлома в земной коре, накапливается двумя путями, в виде линейной деформации и в виде изгиба элементов среды. Первая расходуется на статическое разрушение, а вторая – на динамическое. Делается вывод о том, что хрупкость – это не свойство самого материала, а его несплошность при определенных нагрузках, обеспечивающих условие специального предельного равновесия трещинам отдельности. Только такие среды могут накапливать в себе динамическую (угловую).

В работе получены зависимости, определяющие сейсмическую (динамическую) энергию. Предложены критерии склонности горных пород к динамическому (хрупкому) разрушению, основанные на балансе линейной (статической) и угловой (динамической) энергоемкостей. Показывается, что все породы подразделяются на склонные к динамическим проявлениям и асейсмичные.

Список литературы

1. А.В. Жабко, *Известия вузов. Горный журнал* **6**, сс. 37–47 (2020).
2. А.В. Жабко, *Горный информационно-аналитический бюллетень* **11-1**, сс. 27–45 (2021).
3. А.В. Жабко, *Известия вузов. Горный журнал* **4**, сс. 47–63 (2022).

О РАЗРУШЕНИИ ГОРНЫХ ПОРОД РАЗНОГО ГЕНЕЗИСА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Р.Д. Коровин¹, М.Е. Меженев^{1,2}, Д.В. Зайцев^{1,2}, П.Е. Панфилов¹

¹ Уральский федеральный университет, Екатеринбург;

² Уральский государственный горный университет, Екатеринбург;

Email: roman_korovin2018@mail.ru

Исследовано развитие трещин в образцах, изготовленных из измельченных горных пород разного генезиса (скорлупа куриных яиц, оксид алюминия, гранитный отсев, кварцевый песок) по технологии порошковой металлургии. Механические испытания проводили на воздухе, в качестве схемы нагружения использовали диаметрально сжатие или не прямое растяжение (бразильский тест). Трещины на рабочих поверхностях образцов изучали при помощи металлографических микроскопов. Полученные данные сравнивали с трещинами в монокристаллах кремния, иридия и в шейке плоских поликристаллических образцов алюминия. Анализ хода деформационных кривых показал, что модельные материалы демонстрируют хрупкое поведение: ход инженерных кривых можно аппроксимировать прямой линией, деформация до перегиба кривой была порядка 1%. В отличие от разрушения кремния и силикатного стекла, движение опасной трещины удавалось приостановить, исключив нагружение образца. Траектория опасной трещины определялась геометрией приложенной нагрузки – признаком хрупкого разрушения. На микроскопическом масштабе опасная трещина состоит из слившихся порообразных микротрещин из-за чего она приобретает ломаный профиль. Ширина этих микротрещин зависит от величины деформации в области опасной трещины и может меняться в значительных пределах. Похожим образом ведут себя трещины в шейке алюминиевых и иридиевых образцов, что существенным образом отличается от распространения трещин в кремнии и в силикатном стекле. Это указывает на существование в модельных материалах дополнительного канала аккомодации упругой энергии, действие которого в основном проявляется на микроскопическом масштабе.

Работа выполняется при поддержке РФФ (грант № 23-29-00253).

АНАЛИЗ МИКРОТРЕЩИН И СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ГОРНЫХ ПОРОД

А.Н. Кочанов, И.Ж. Бунин

Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН

Email: kochanov@mail.ru

Разрушение хрупких материалов в условиях внешних энергетических воздействий представляет собой пространственно-временной процесс образования, развития и накопления дефектов на различных масштабных уровнях. Важная роль в процессе разрушения материалов и горных пород принадлежит микротрещинам, изучению закономерностям их образования и эволюции при внешних воздействиях посвящены многочисленные исследования [1-3]. При описании механизма образования микротрещин, важно отметить, что большинство прочных горных пород представляют собой совокупность зерен минералов, которые, как правило, отличаются по своим физическим свойствам, что обуславливает варьирование значений напряжений в масштабе зерна. Именно в масштабе зерна существуют концентрации напряжений, под действием которых могут зарождаться и распространяться микротрещины, даже если напряжения значительно ниже предела прочности на разрушение породы. Поэтому параметры и концентрация микротрещин зависит от структуры породы, например, для полиминеральных горных пород, таких как гранит, существует значительное различие между зернами минералов по физическим свойствам, что приводит к высокой концентрации напряжений и, следовательно, к формированию зон повреждений с высокой плотностью микротрещин. Для мономинеральных пород, таких как мрамор, где различия свойств не столь значительные, плотность микротрещин будет меньше.

Принято считать, что минимальная величина микротрещин, которую можно определить экспериментально, составляет порядка 0,1 мкм, так как в силу ряда причин выявить дефекты меньшего размера невозможно. Проведенные нами исследования по изучению формирования микротрещин при взрывном и электромагнитном импульсном воздействиях на различные горные породы подтверждают это положение. Отмечается образование микротрещин, величина раскрытия которых составляет несколько мкм, а минимальная величина порядка 0,1 мкм [4-5]. При этом длина микротрещин может на порядок и более превышать величину их раскрытия. В тоже время недавно получены экспериментальные результаты, которые свидетельствуют о том, что при разрушении поверхности кварца и других минералов резанием длина «первичных» трещин может составлять несколько нм, а скорость их роста всего несколько м/с [6]. Это результат, который определяет минимальные размеры микротрещин как геологических и физических объектов, достоин особого внимания и должен быть отражен в справочной литературе.

Важная роль при разрушении горных пород наряду с микротрещинами принадлежит формированию отдельных частиц, в том числе субмикронных, размером менее 10 мкм, которые в определенной степени характеризует процесс разрушения и являются неизменным его следствием. Для изучения образования субмикронных частиц и оценки их количественных показателей разработаны экспериментальные методики, в основе которых положена идентификация частиц с помощью лазерной спектроскопии в воздушной среде и электронной микроскопии. Впервые метод с использованием ручных лазерных счетчиков в воздушной среде для контроля частиц при разрыве стальных стержней использован в исследованиях [7]. Применение этого метода и соответствующих приборов позволило оценить распределение образующихся частиц в процессе деформирования и разрушения по их числу и размерам. По результатам экспериментов, выполненных в условиях квазистатического и взрывного воздействия на горные породы, установлено, что

в большинстве прочных горных пород независимо от вида воздействия преобладают частицы размером несколько мкм, а их минимальный размер составляет ~ 0,1 мкм [8-9]. Одним из факторов, влияющим на число частиц размером ~ 0,1 мкм, является содержание в породе кварца, склонного к хрупкому разрушению. Наблюдаемый максимум в распределении субмикронных частиц в диапазоне размеров несколько мкм, является отличительной особенностью данного распределения. Обычно для более крупных частиц их число закономерно увеличивается с уменьшением их размеров. В качестве примера в таблице приведено распределение субмикронных частиц после взрывного разрушения различных горных пород под действием ударных волн в процентном отношении от их общего количества. Количество и дисперсный состав, образующихся минеральных частиц после взрывного разрушения образцов горных пород, измерялись с помощью ручного счетчика частиц Hand Held 3016, позволяющего контролировать частицы в диапазоне 0,3-10 мкм. Полученное распределение может быть объяснено с позиции значительного увеличения прочности для частиц ~ 0,1 мкм. Следует также подчеркнуть, что при механическом измельчении руд в планетарных мельницах достигаемый минимальный размер частиц составляет ~ 0,1 мкм.

Таблица. Распределение частиц после взрывного разрушения горных пород (%)

Горная порода	Диапазон размеров субмикронных частиц, мкм					
	0,3	0,5	1,0	3,0	5,0	10,0
Гранит	10,1	15,4	44,6	25,4	4,5	0
Мрамор	5,3	5,0	3,2	13,4	43,2	29,9
Доломит	26,6	13,1	9,3	21,0	28,2	1,8

Рассмотрены механизмы образования субмикронных частиц при разрушении горных пород. Отмечается, что механизм генерации частиц, обусловленный фрагментацией и образованием новых поверхностей, является наиболее общим и реализуется независимо от вида воздействия. Применительно к взрывному разрушению экспериментально установлено, что образование субмикронных частиц обусловлено также действием ударных волн на границе заряд – порода.

Полученные экспериментальные результаты расширяют представления о механизме и закономерностях образования микротрещин и субмикронных частиц при разрушения горных пород. Разработанные методики с использованием лазерной спектроскопии, включающие регистрацию субмикронных частиц в режиме реального времени, предоставляют возможность получать полезную информацию о характере и механизме процесса разрушения при различных видах нагружения.

Список литературы

1. R. L. Kranz, *Tectonophysics*, **100**, pp. 449-480 (1983).
2. M.H. Anders, S.E. Laubach, C.H. Scholz, *Journal of Structural Geology* **69**, pp. 377–394 (2014).
3. X. Li, H. Konietzky, Y. Wang, *Acta Geotech*, **14**, pp. 1437–1457 (2019).
4. А.Н. Кочанов А.Н., И.Ж. Бунин, О.Н. Малинникова, *Изв. РАН. Серия физ.* **85**, сс. 1282-1286 (2021).
5. С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов, *Изв. РАН. Серия физ.* **79**, сс. 820-822 (2015).
6. В.И. Веттегрень, А.Г. Кадомцев, А.В. Пономарев, Р.И. Мамалимов, И.П. Щербаков, *ФТТ*, **8**, сс. 1021-1027. (2022).
7. П.А. Александров, В.И. Калечиц, М.Н. Шахов, *Сб. научных трудов Научная сессия МИФИ*, **9**, сс. 224-225. (2004).
8. С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов, В.Н. Одинцев, АА. Осокин, *Изв. РАН. Серия физ.* **76**, сс.388-390 (2012).
9. П.А. Александров, С.Д. Викторов, В.И. Калечиц, А.Н. Кочанов, *Изв. РАН. Серия физ* **80**, сс. 1496–1499(2016).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЕСЧАНИКОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Д.И. Блохин^{1,2}, В.И. Минаев¹

¹ Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, 119049

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова Российской академии наук, Москва, 111020

Email: v.minaev@misis.ru

Одним из современных и активно развивающихся способов отработки угольных пластов, является метод подземной газификации углей (ПГУ), позволяющий осуществлять бесшахтную добычу угля с возможностью получения энергетического и (или) химического газообразного сырья с возможностью эффективного и экологичного использования в различных сферах потребления [1, 2]. В случае отработки угольных пластов методом ПГУ близлежащие слои вмещающих пород подвергаются интенсивному высокотемпературному воздействию (согласно данным вскрытия подземных генераторов температура реакционной поверхности может превышать 1000 °С) [1]. В результате такого воздействия происходят существенные изменения внутренней структуры и механических свойств горных пород. Поэтому геомеханическое обоснование технологии ПГУ должно учитывать влияние деформационных и деструкционных процессов, протекающих в углепородном массиве и обусловленных работой подземного газогенератора. Например, для надежного прогноза развития процессов деформирования пород окружающий реакционный канал подземного газогенератора необходимы данные о характере изменений механических параметров вмещающих пород на различных стадиях термического воздействия [3]. Песчаники, наряду с аргиллитами и известняками, являются одним из наиболее распространенных типов горных пород, сопутствующих залеганию угольных пластов. Исследования влияния различных температурных воздействий на деформационно – прочностные свойства геоматериалов, проводятся во всем мире уже не одно десятилетие [4, 5], однако прецизионное измерение тепловых деформаций в области высоких температур (> 500 °С) даже в лабораторных условиях остается трудоемким экспериментальным процессом. Поэтому получение достоверных экспериментальных зависимостей характеризующих динамику изменений деформаций образцов песчаника при высокотемпературных воздействиях, остается актуальной и практически значимой задачей, и является основной целью настоящей работы.

В настоящее время исследования теплового расширения образцов материалов, включая и горные породы, в условиях высоких температур проводятся с использованием высокоточных дилатометров [4]. Для проведения указанных исследований в описываемой работе использовалась установка DIL 402 C фирмы «Netzsch» (Германия).

В данном измерительном комплексе используется печь из карбида кремния с воздушным охлаждением, которая обеспечивает проведение температурных измерений в диапазоне от 20 °С до 1600 °С. Температура образца при измерении контролируется с помощью платино – платинородиевой термопары, находящейся рядом с образцом. Эксперименты проводились с постоянной скоростью нагрева равной 5 °С/мин.

На Рис. 1, в качестве примера, представлены, полученные в результате термических испытаний 2-х образцов песчаника (параллелепипеды размером 15х5х5 мм), температурные

зависимости относительного линейного удлинения (деформации) $\varepsilon(T)$ и коэффициента линейного теплового расширения (КЛТР) $\alpha(T)$.

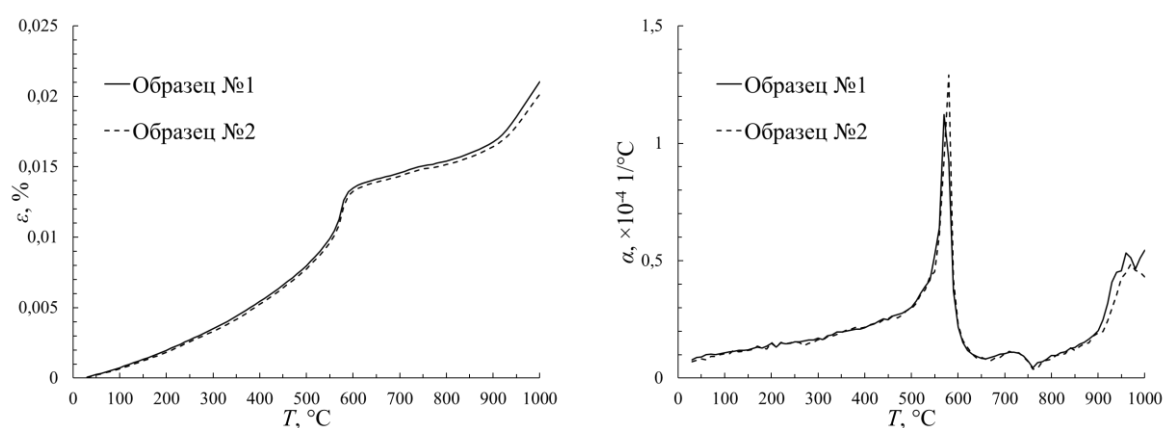


Рисунок 1. Зависимости от температуры относительной деформации $\varepsilon(T)$ и КЛТР $\alpha(T)$ образцов песчаника

Зависимости $\varepsilon(T)$, представленные на Рис. 1 для обоих образцов имеют идентичный вид. На графиках $\varepsilon(T)$ достаточно отчетливо можно выделить 4 характерных участка:

- 1) от 20 °С до 500 °С – плавное возрастание значений деформаций;
- 2) от 500 °С до 600 °С – заметное увеличение скорости роста $\varepsilon(T)$;
- 3) от 600 °С до 900 °С – незначительное возрастание значений деформаций;
- 4) выше 900 °С – резкое увеличение скорости роста $\varepsilon(T)$, связанное с дезинтеграцией образца.

Анализ зависимостей $\alpha(T)$ – кривых, по сути, представляющих собой производные от $\varepsilon(T)$, также подтверждает наличие двух этапов деформирования наиболее чувствительных к росту температуры и принадлежащих интервалам от 500 °С до 600 °С и выше 900 °С.

Как видно, из представленных данных, механические свойства песчаника претерпевают значительные изменения при термическом воздействии. Так полученные при испытаниях образцов песчаника зависимости $\varepsilon(T)$ и $\alpha(T)$, показали существенно нелинейный характер изменения этих параметров. Продемонстрированные особенности в температурных зависимостях механических параметров, подвергаемых нагреву образцов песчаника, указывают на необходимость использования результатов исследования при моделировании термомеханических процессов, протекающих при подземной газификации углей, для прогноза развития деформирования вмещающих пород подземного газогенератора.

Список литературы

1. Крейнин Е.В., *Подземная газификация углей: основы теории и практики, инновации*. (Корина-офсет, Москва, 2010)
2. И.М. Закоршменный, А.А. Грабский, Д.И. Блохин, А.С. Кобылкин, *Устойчивое развитие горных территорий* **15**, сс. 966 – 974 (2023).
3. Uciechowska – Grakowicz A and Strzelecki T, *Studia Geotechnica et Mechanica*, **43(2)**, pp. 1-19 (2021)
4. Liu Z, Ma H, Wang Z, Guo Y, Li W and Hou Z, *Oil Shale*, **40(3)**, pp. 195-211 (2023)
5. Zheng, Y.; Zhang, L.; Wu, P.; Guo, X.; Li, M.; Zhu, F., *Applied Sciences*, **14(1)**, p. 444 (2024)

О ПРОЧНОСТИ МАССИВОВ ГОРНЫХ ПОРОД ВБЛИЗИ ВЫРАБОТОК НА БОЛЬШИХ ГЛУБИНАХ

В.Н. Одинцев¹, В.В. Макаров²

¹Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва

²Дальневосточный федеральный университет, Владивосток

Email: Odin-VN@yandex.ru

Вопросы прочности массива горных пород, в частности, образования в нем техногенных трещин, имеют принципиальное значение для разработки месторождений на глубинах, где породы сильно напряжены и в выработках наблюдается опасное разрушение пород. Большой частью разрушение имеет признаки отрыва и проявляется в виде отделения от стенок выработки пластин или слегка искривленных кусков породы, в результате чего постепенно изменяется форма сечения выработки.

В этих условиях критерий прочности пород Хоека-Брауна [1], особенно часто используемый в оценках состояния массива, позволяет лишь констатировать наличие предельного состояния пород, но мало пригоден в прогнозе развития разрушения горного массива. Для расчета прочности массива, оптимальных параметров геометрии выработок и их крепления необходим аппарат моделирования, позволяющий анализировать развитие трещин отрыва и сдвига-отрыва вблизи обнажений пород, что отмечается в [2]. Основываясь на наших предыдущих работах, в частности [3], разработана многоуровневая модель развития трещины отрыва при сжатии, которая отражает разрушение породы на микро-, мезо- и макроуровнях.

В модели учтены результаты зарубежных и отечественных исследований в области развития трещин в материалах с явно выраженной зернистой структурой (бетон, горная порода). Ключевым является понятие «зоны процесса микроразрушения» (fracture process zone, FPZ) – области перед вершиной видимой трещины, в которой происходит локальное растрескивание и частичная дезинтеграция материала [4]. Использование понятия FPZ позволяет обосновать постановку математической задачи о предельно равновесной трещине отрыва при одноосном сжатии горной породы.

В модели трещины рассматриваются три характерные зоны: I – микроразрушения (на малом расстоянии от конца видимой трещины), II – мезоразрыва (непосредственно у конца видимой трещины), III – макротрещины (видимая трещина). В зоне I, следуя моделям трещин Д.Дагдейла и В.Панасюка, введены силы сцепления σ_0 , которые обеспечивают отсутствие бесконечных напряжений вблизи кончика трещины. В зоне II, следуя [5] и ряду других работ, введены псевдоусилия расpirания в концевой части трещины, которые физически обусловлены сдвиговым взаимодействием нарушенных контактов структурных зерен. Зона III представляет собой видимую макротрещину, которая при отсутствии внешней растягивающей нагрузки является закрытой с точечным взаимодействием берегов. Закрытость характерна для трещин отрыва, образующихся вблизи обнажений пород в сильно сжатых массивах.

Для оценки напряженно-деформированного состояния материала с трещиной решалась задача теории упругости в условиях плоской деформации для плоского разреза, в концевой области которого задавались известные напряжения сцепления. В другой части трещины, соответствующей зоне II, задавалась расpirающая нагрузка q , которая линейно связана с внешней нагрузкой сжатия, действующей вдоль разреза-трещины. В центральной части, соответствующей зоне III, задавалось предельное нормальное смещение берегов на величину, определяемую характерным размером структурных зерен породы h . По этому параметру определялось положение границы зоны III. На Рис.1 схематично показаны результаты расчетов напряжений σ_{yy}/σ^* и смещения берега $v(x/l)$ правой части

математического разреза, моделирующего трещину и область FPZ. Здесь напряжения растяжения положительны, прочность на одноосное сжатие $\sigma^* = 100\text{МПа}$, $\frac{L_{II}}{L} = 0.5$, $\frac{L_I}{L} = 0.9$, $\frac{q}{\sigma^*} = 0.45$, $\frac{\sigma_0}{\sigma^*} = 1.5$.

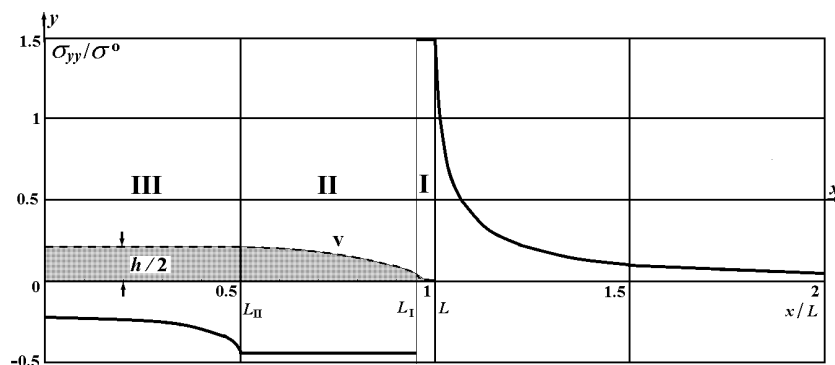


Рисунок 1. Распределение вертикальных напряжений (толстые линии) и профиль берега разреза $v(x/l)$: I, II – область FPZ, III – область видимой макротрещины

В рассмотренной модели используются два геометрических критерия: (1) критерий расхождения берегов разреза, когда между берегами перестают действовать силы сцепления; (2) критерий предельного расхождения берегов, когда на берегах исчезает распирающая нагрузка. Первый критерий, как и в модели В.Панасюка, определяет условие предельного равновесия трещины, связывающее нагрузку внешнего сжатия с длиной разреза. Анализ этого условия показал, что относительно короткие трещины при постоянной нагрузке должны развиваться в динамическом режиме, который с ростом длины трещины должен смениться на квазистатический.

В модели не рассматриваются бесконечные напряжения, поэтому она пригодна для численных исследований. Моделирование траекторий развития трещин в упругом полупространстве вблизи свободной поверхности показало, что траектории трещин в зависимости от их длины и начального расстояния до поверхности могут различаться. Это позволяет объяснить наблюдаемые искривления трещин вблизи обнажений пород (с образованием заколов пород на стенках выработок) и структуру наведенных трещин, параллельных поверхности обнажения пород. Таким образом, разработанную модель можно использовать в определении параметров области заколообразования и в прогнозе формоизменения сечения выработок, что позволяет более обоснованно оценивать прочность поземных горных конструкций и обосновывать технологические мероприятия по повышению безопасности горных работ. Вывод об изменении режима развития трещины отрыва с увеличением ее длины подтверждает заключение о необходимости учета структурных и масштабных переходов в анализе техногенных геопроцессов в сильнонапряженных массивах горных пород [6].

Список литературы

1. E. Hoek, E.T. Brown. *Journal of Rock Mechanics and Geotechnical Engineering* **11**, pp.445-463 (2019).
2. E. Hoek, C.D. Martin. *Journal of Rock Mechanics and Geotechnical Engineering* **6**, pp. 287-300 (2014).
3. L.V. Nikitin, V.N. Odintsev. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* **22**, pp. 1003-1009 (1999).
4. Ali Tarokh, Roman Y. Makhnenko, Ali Fakhimi, Joseph F. Labuz. *International Journal of Fracture* **204**, pp. 191–204 (2017).
5. H. Horii, S. Nemat-Nasser. *Philosophical Transactions of the Royal Society. A. Mathematical, Physical and Engineering Sciences* **319** pp. 337–374 (1986).
6. M.A. Guzev, V. N. Odintsev, V. V. Makarov. *Tunnelling and Underground Space Technology* **81**, pp. 506–511 (2018).

ВЫРАЖЕНИЕ ДЛЯ СТЕПЕНИ ПРИБЛИЖЕНИЯ К ПРЕДЕЛЬНОМУ СОСТОЯНИЮ ГРУНТА И ГОРНЫХ ПОРОД, ЗАВИСЯЩЕЕ ОТ ТРАЕКТОРИИ НАГРУЖЕНИЯ

М.В. Прошин^{1,2}, Т.В. Исайкова²

¹ ООО «Спутник»

² НИУ МГСУ

Email: spu_2007@mail.ru

В настоящее время с целью описания зависимости нелинейной деформируемости и прочности грунтов от траектории нагружения используется понятие поверхности нагружений (поверхности текучести в предельном состоянии) [1,3,4,5,6,7,9], но иногда нет ясности как ее оконтуривать и, самое главное – как объяснить эксперименты, где она стягивается в точку с сингулярным откликом при нагружении в разных направлениях в пространстве напряжений [1,4,7,8,9].

Для грунтов и горных пород, как сред с внутренним трением большое значение в их нелинейной деформируемости играет соотношение между нормальными и касательными компонентами напряжений на площадках преимущественного сдвига. Процессы нелинейного деформирования грунтов и горных пород подразделяются на объемное деформирование и сдвиговое деформирование, которые обычно разнонаправленные: объемное деформирование ведет в грунтовой среде к уплотнению (упрочнению), а сдвиговое деформирование (деформирование формоизменения) приводит к разрушению [1,2,3,4,5,6,8,9 и др.].

В свете зависимости сдвигового деформирования и разрушения от траектории нагружения может рассматриваться коэффициент траектории нагружения - $K_{\sigma} = \delta\tau_{\text{окт}}/\delta\sigma_{\text{окт}}$, который показывает направление догружения по приращениям $\delta\tau_{\text{окт}}$ и $\delta\sigma_{\text{окт}}$ из точки исходного напряженного состояния ($\tau_{\text{окт},0}$ и $\sigma_{\text{окт},0}$), где $\tau_{\text{окт},0}$ и $\sigma_{\text{окт},0}$ соответственно начальное касательное напряжение (октаэдрическое) и начальное среднее (октаэдрическое) напряжение или их инвариантные аналоги – Рис.1.

При деформировании грунта из исходной точки нагружения или точки начального напряженного состояния ($\tau_{\text{окт},0}$ и $\sigma_{\text{окт},0}$) в точку с приращениями ($\delta\tau_{\text{окт}}$, $\delta\sigma_{\text{окт}}$) для оценки прочности грунта τ^* или $\tau_{\text{окт}}^*$ и степени приближения к предельному состоянию $\Omega = \tau_{\text{окт}}/\tau_{\text{окт}}^* = \tau/\tau^*$ по траектории нагружения, характеризуемой коэффициентом траектории нагружения - $K_{\sigma} = \delta\tau/\delta\sigma = \delta\tau_{\text{окт}}/\delta\sigma_{\text{окт}}$, может быть предложено «новое» выражение для прочности грунта и степени приближения к предельному состоянию – Рис.1.

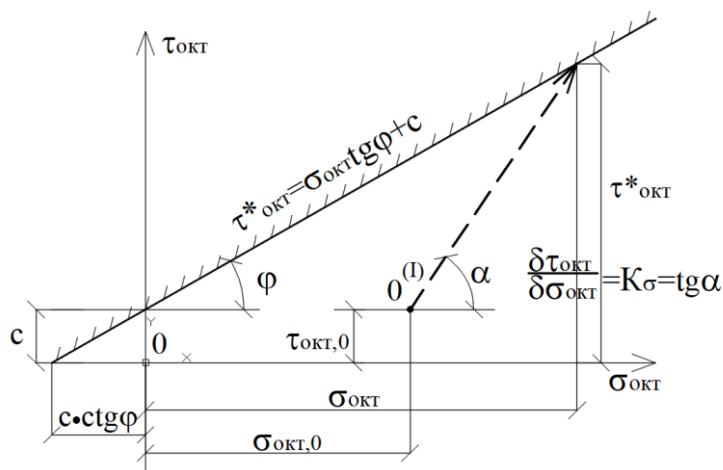


Рисунок 1. Схема к определению "нового" выражения для степени приближения к предельному состоянию Ω .

Это выражение, оставаясь условно неизменным при малом шаге нагружения ($\delta\tau$, $\delta\sigma$) или ($\delta\tau_{\text{окт}}$, $\delta\sigma_{\text{окт}}$) из исходной точки начального напряженного состояния и постоянной поверхности прочности в пространстве напряжений определяет актуальную прочность грунта согласно направлению по параметру траектории нагружения $K_{\sigma}=\delta\tau/\delta\sigma=\delta\tau_{\text{окт}}/\delta\sigma_{\text{окт}}$ в соответствующую точку предельной поверхности, тем самым прочность уже не только функция среднего напряжения $\sigma = \sigma_{\text{окт}}$, но и траектории нагружения.

Новое выражение для степени приближения к предельному состоянию (с учетом траектории нагружения грунта на шаге нагружения) - Ω выглядит следующим образом в октаэдрических напряжениях:

$$\Omega = \frac{(\tau_{\text{окт},0} + \delta\tau_{\text{окт}}) \times (K_{\sigma} - \text{tg}\varphi)}{(K_{\sigma} \times \sigma_{\text{окт},0} - \tau_{\text{окт},0}) \times \text{tg}\varphi + c \times K_{\sigma}} \quad (1)$$

При коэффициенте траектории нагружения $K_{\sigma}=\delta\tau_{\text{окт}}/\delta\sigma_{\text{окт}} = \infty$ (чистодевiatorная траектория нагружения), степень приближения к предельному состоянию превращается в традиционную - $\Omega = \eta = \tau_{\text{окт}}/\tau_{\text{окт}}^* = \tau_{\text{окт}}/(\sigma_{\text{окт}} \times \text{tg}\varphi + c)$, когда предельное касательное напряжение определяется по чистодевiatorной траектории нагружения, в данном случае она записана в инвариантных характеристиках (октаэдрических касательных и нормальных напряжениях).

Здесь также можно ввести критерий нагрузки, разгрузки и повторного нагружения для сдвигового деформирования в приращениях «новой» степени приближения к предельному состоянию, что выражено в октаэдрических касательных напряжениях - $\delta(\Omega = \tau_{\text{окт}}/\tau_{\text{окт}}^*)$:

нагрузка - $\delta(\Omega = \tau_{\text{окт}}/\tau_{\text{окт}}^*) \geq 0$;

разгрузка - $\delta(\Omega = \tau_{\text{окт}}/\tau_{\text{окт}}^*) \leq 0$; (2)

повторное нагружение - $\delta(\Omega = \tau_{\text{окт}}/\tau_{\text{окт}}^*) \geq 0$, но $(\Omega = \tau_{\text{окт}}/\tau_{\text{окт}}^*) \leq (\Omega = \tau_{\text{окт}}/\tau_{\text{окт}}^*)_{\text{R}}$,

где $(\Omega = \tau_{\text{окт}}/\tau_{\text{окт}}^*)_{\text{R}}$ - последняя величина степени приближения разгрузки, или такая степень приближения к предельному состоянию, которую испытывал грунт перед разгрузкой.

Удельное сцепление (c , кПа) в вышеуказанных выражениях (1 и 2) может быть рассмотрено как функция упрочнения, увеличивающаяся или уменьшающаяся при изменении объемных деформаций грунта [3,8,9].

Список литературы

1. Бажант З. Эндохронная теория неупругости и инкрементальная теория пластичности. Механика деформируемых твердых тел. Направления развития, Сб. статей: Пер. с англ. Под ред. В.В. Шапиро, М.: Мир, 1983, с. 189-229.
2. Боткин А.И. Исследование напряженного состояния в сыпучих и связных грунтах // Изд. ВНИИИГ - т.24 - 1940г. с. 153-169.
3. Механика грунтов и пластический анализ или предельное проектирование. // Определяющие законы механики грунтов. Сер. Механика. - М.: Мир.1975, 230с.
4. Зарецкий Ю.К. Вязкопластичность грунтов и расчеты сооружений.- М.: Стройиздат, 1988. -352с: ил.
5. Малышев М.В. Прочность грунтов и устойчивость оснований сооружений. - 2-ое изд. Перераб. и доп. - М.: Стройиздат, 1994. -228с: ил.
6. Надаи А. Пластичность и разрушение твердых тел. Том 1(647с) и Том 2(863с.), -М.: 1954-1968 г.
7. Поль Б. Макроскопические критерии пластического течения и хрупкого разрушения./ Разрушение том № 2 ,Под ред.: Г.Любовица и рус. ред. А.Ю.Ишлинского, М.: Мир, с. 336-520
8. Тер-Мартirosян З.Г. Механика грунтов / Учебное пособие - Издательство АСВ,2005, - 488с.
9. Федоровский В.Г. Современные методы описания механических свойств грунтов. Обзор. М. ВНИИИС, 1985. 73с.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕЙСТВИЯ КУМУЛЯТИВНОГО ПЕРФОРАТОРА ПРИ РАЗРУШЕНИИ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ ОБСАДНОЙ КОЛОННЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЗОНЫ ПОВЫШЕННОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ ВОКРУГ СКВАЖИНЫ

В.А. Трофимов, И.Е. Шиповский

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. Академика Н.В. Мельникова Российской академии наук (ИПКОН РАН)

Email: iv_ev@mail.ru

Истощение активных запасов углеводородов на открытых и осваиваемых месторождениях обуславливает необходимость ввода в разработку новых сложно построенных залежей, постоянного совершенствования технологий строительства и освоения скважин для выхода флюида, непрерывного контроля и управления состоянием разработки уже освоенных месторождений с целью максимального использования потенциальных возможностей каждой скважины, каждого продуктивного пласта. Вскрытие продуктивных пластов бурением – первичное вскрытие – и перфорацией – вторичное вскрытие – является одним из важнейших этапов при создании скважин, т.к. именно оно определяет последующую жизнь скважины.

От того, в какой степени и какими техническими средствами и технологическими приемами достигается максимально возможная связь скважины с продуктивным пластом в его природном состоянии во многом зависят показатели эффективности эксплуатации скважин и разработки месторождения в целом. Поэтому основная задача вторичного вскрытия продуктивного пласта – не только не ухудшить показатели, достигнутые при первичном вскрытии, но и улучшить их за счет применения самых совершенных технологий и аппаратов. В настоящее время в мировой практике используются несколько видов вторичного вскрытия пласта с применением взрывчатых материалов. Один из них – перфорация скважин кумулятивными перфорационными системами.

В данной работе исследуется процесс взрыва заряда ВВ в оболочке кумулятивного заряда с последующей деформацией и разрушением корпуса заряда, возникновением кумулятивной струи, проникающей через слой обсадной колонны скважины, и проникание в флюидонасыщенный пласт. Изучается формирование кумулятивной струи, ее скорости и глубины создаваемого струей канала.

Моделирование осуществлялось в двумерной эйлеровой осесимметрической постановке. На основе эйлерового сегмента вычислительного комплекса ANSYS была построена, отлажена и протестирована программа решения и визуализации получаемых решений.

На рисунке 1 представлена постановка задачи о моделировании действия промышленного кумулятивного перфоратора. Рисунок 2 показывает достаточно удовлетворительное совпадение расчетной картины формирования кумуляции [1] в сравнении с расчетом другим методом [2] и с экспериментом [3], что свидетельствует в пользу достоверности получаемых результатов.

Таким образом показано, что выбранный вычислительный подход позволяет проводить численные эксперименты в широком диапазоне параметров, проследить в все этапы развития процесса детонации внутри оболочного устройства с последующим деформированием конической оболочки и разрушения мишени. Численные имитационные

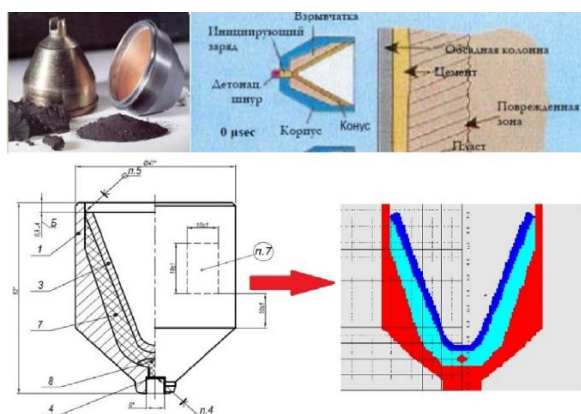


Рисунок 1 – Постановка задачи о формировании кумулятивной струи промышленным перфоратором

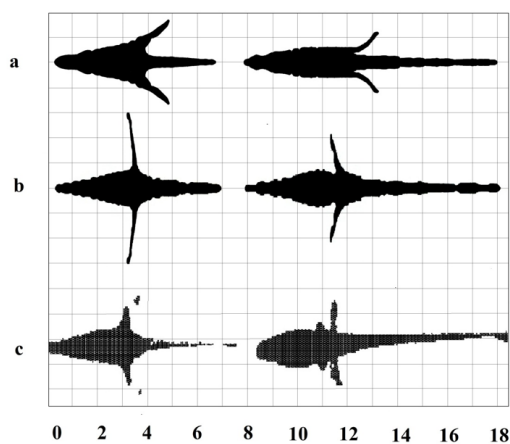


Рисунок 2 – Тестирование расчета действия кумулятивного заряда [1] (б) в сравнении с расчетом работы [2] (а) и экспериментом [3] (с)

На рисунке 3 показан расчет сформированной кумулятивной струи и результат ее действия на горную породу в сравнении с данными эксперимента.

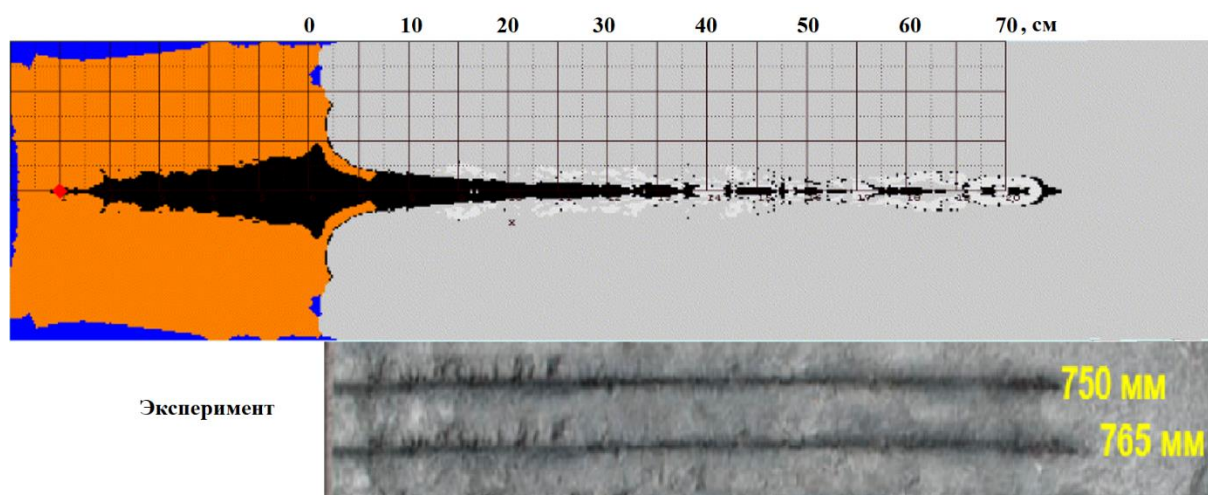


Рисунок 3 – Расчет действия кумулятивного перфоратора на горную породу в сравнении с экспериментом

расчеты дают адекватные результаты, в достаточной мере согласующиеся с экспериментами. Проведенные исследования позволяют выявить зависимость скорости движения кумулятивной струи от параметров перфоратора. Отработана методика создания компьютерной модели для точного определения пробивного действия перфоратора по глубине канала в горной породе. Представлено сравнительное изучение результатов компьютерного моделирования и натурального эксперимента пробивной способности перфоратора.

Список литературы

1. Минеев, С.П. Шиповский И.Е. Деформирование и разрушение материалов с дефектами и динамические явления в горных породах и выработках.- Симферополь:КФУ, 2015. - С. 115-118.
2. Теоретические и экспериментальные исследования высокоскоростного взаимодействия тел / Ред. А.В. Герасимов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 2007. – 572 с.
3. Физика взрыва: В 2 т. / С.Г. Андреев [и др.]; Под ред. Л.П. Орленко. Изд. 3-е, испр. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. - Т.2. – 656 С.

МЕХАНИЗМЫ АККОМОДАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В МИНЕРАЛАХ БИОЛОГИЧЕСКОГО ГЕНЕЗИСА И МАТЕРИАЛАХ НА ИХ ОСНОВЕ

М.Е. Меженов^{1,2}, П.Е. Панфилов¹, Д.В. Зайцев^{1,2}.

¹ Уральский федеральный университет, Екатеринбург

² Уральский государственный горный университет, Екатеринбург

Email: makxsm3121@gmail.com

Создание новых конструкционных материалов является важной задачей материаловедения, в том числе и ресторативных материалов для биомедицинских применений. Главными факторами, определяющими перспективу того или иного материала стать заменой для тканей организма человека, являются биосовместимость и технологичность. Перспективным ресторативным материалом, отвечающим этим требованиям, является скорлупа птичьих яиц, которая представляет собой биоминерал, на 95% состоящий из карбоната кальция и 5% биоорганических соединений. В докладе рассмотрено деформационное поведение образцов, вырезанных из скорлупы птичьих яиц и приготовленных из измельченной куриной скорлупы методом компактирования.

Образцы для испытаний по схемам 3-х точечного изгиба и среза на воздухе и в воде вырезали при помощи дисковой алмазной пилы вдоль главной оси яйца. Готовые образцы имели ширину 2 мм, длину 10–15 мм, а толщина зависела от толщины скорлупы и менялась от 0,5 мм до 1,5 мм. На часть образцов из куриной скорлупы нанесли различные полимерные пломбные материалы. Из порошка куриной скорлупы прессовали образцы в форме цилиндров диаметром 10 мм и соотношением диаметра к высоте 1:2; 1:1; 3:1 либо без связующего, либо с полимерным клеем БФ6 в качестве связующего. Компактированные образцы испытывали на воздухе по схемам одноосного сжатия и диаметрального сжатия. До и после испытаний боковые поверхности образцов документировали при помощи световых микроскопов. Изломы образцов изучали на сканирующем электронном микроскопе. Также был изучен рост трещин в образцах из скорлупы при изгибе непосредственно на оптическом микроскопе.

Показано, что при минимальном уровне растягивающих нагрузок (одноосное сжатие и срез) модельные материалы на макроскопическом масштабе демонстрируют вязкоупругое деформационное поведение, как на воздухе, так и в воде. В случае приложения к образцу растягивающих нагрузок все образцы вели себя хрупко на макроскопическом масштабе. При этом трещины, по росту которых можно получить информацию о деформационном поведении материала на микроскопическом масштабе, показывали вязкоупругое поведение. Так при изгибе трещины в скорлупе можно было подрастить, увеличивая стрелу прогиба. На основании полученных результатов сделано заключение: (1) характер деформационного поведения биоминерала (скорлупы птичьих яиц) на макроскопическом уровне определяется долей растягивающих напряжений в схеме нагружения и меняется от хрупкого при изгибе и диаметральном сжатии до вязкоупругого при одноосном сжатии и срезе; (2) на микроскопическом масштабе, поведение всех модельных материалов аттестовано как вязкоупругое при всех схемах нагружения; (3) влияние водной среды не приводит к качественным изменениям в деформационном поведении модельных материалов.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 23-29-00253).

ИЗМЕНЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СЕРОГО МРАМОРА С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРЕН ПРИ УМЕРЕННОМ ТЕПЛОВИМ ВОЗДЕЙСТВИИ

И.А. Павлов

Горный институт, Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия

Email: 3.14alekseevich@gmail.com

Проведение анализа напряженно-деформированного состояния (НДС) массива является важной задачей при моделировании геомеханических процессов. Появление и развитие сервисных пакетов для осуществления моделирования [1] свидетельствуют не только о важности, но и об актуальности повышения качества такого анализа. Неотъемлемой частью анализа НДС массива с использованием программного моделирования является оценка способности горной породы сопротивляться росту трещин [2]. Численной оценкой данной способности является коэффициент трещиностойкости (K_{IC}).

В разное время было предложено множество способов определения статического коэффициента трещиностойкости, также в этих целях используются и стандартные методики для металлов и керамики [3]. Ввиду отсутствия нормативной документации с описанием методики определения K_{IC} для горных пород, испытания осуществлялись с использованием методики, предназначенной для металлов (ГОСТ 25.506.85). Данный стандарт предполагает изготовление образцов в виде балок длиной 90 мм, шириной 20 мм и толщиной 10 мм. В центре каждого образца осуществляется пропил глубиной 7 мм и толщиной не более 1.2 мм, имитирующий краевую трещину, для испытаний на трехточечный изгиб. Всего было испытано 58 образцов. В рамках данных исследований во время испытания на образцы оказывалось тепловое воздействие, измерения производились при температурах 20, 40, 60 и 80 градусов Цельсия, было также предпринято расширение диапазона температур до 100°C на ограниченном количестве образцов. Для осуществления испытаний по выбранной схеме нагружения с возможностью оказания теплового воздействия непосредственно во время испытания, была сконструирована и изготовлена установка, подробное описание которой представлено в [4]. В качестве материала для изготовления образцов использовался серый мрамор с различным размером зерен (среднезернистый Уфалейского месторождения, Челябинская область, и крупнозернистый Полевского месторождения, Свердловская область). Оценка крупности зерен происходила с использованием микроскопа Neophot-32.

Было установлено, что при повышении температуры коэффициент трещиностойкости уменьшается у всех образцов. Более того, изменение K_{IC} для всех образцов происходит по одному тренду. Были проведены испытания при нагреве до 100°C с целью подтверждения правильности полученных трендов.

Анализируя полученные результаты, можно сделать вывод, что материал с меньшим размером зерен обладает большей прочностью на температурах, близких к комнатным, однако теряет эти свойства при нагреве. Так, снижение коэффициента трещиностойкости при нагреве от комнатной температуры до 80°C для среднезернистого мрамора составляет порядка 57%, для крупнозернистого – порядка 37%, что говорит о большей восприимчивости к изменению температуры материала с меньшими размерами структурных элементов. Результаты испытания при нагреве образцов до 100°C полностью подтверждают правильность найденных закономерностей.

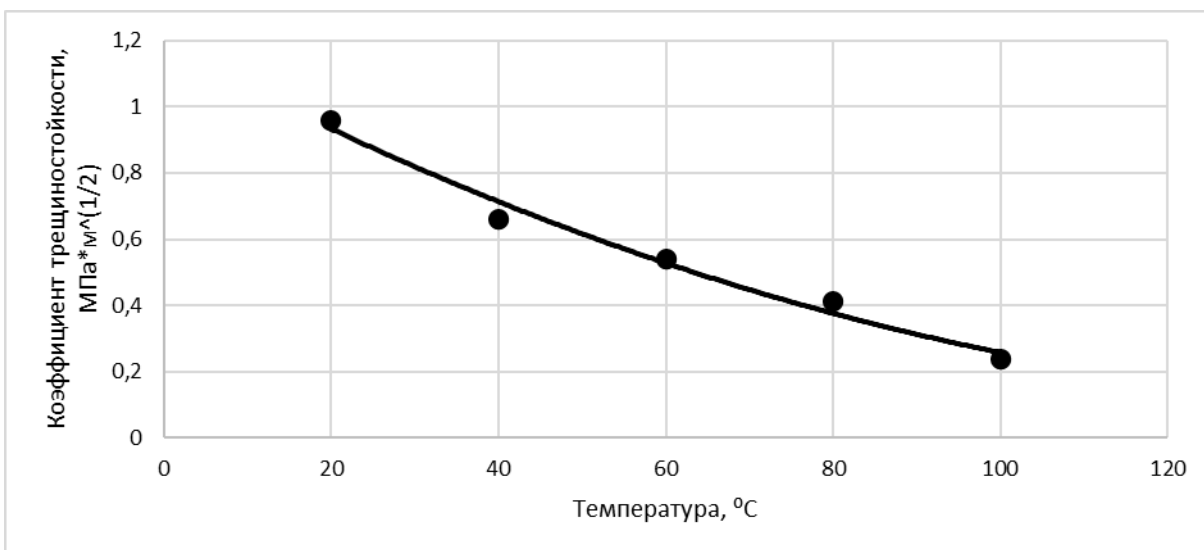


Рисунок 1. Линия тренда изменения коэффициента трещиностойкости в зависимости от температуры образцов серого мрамора среднезернистого

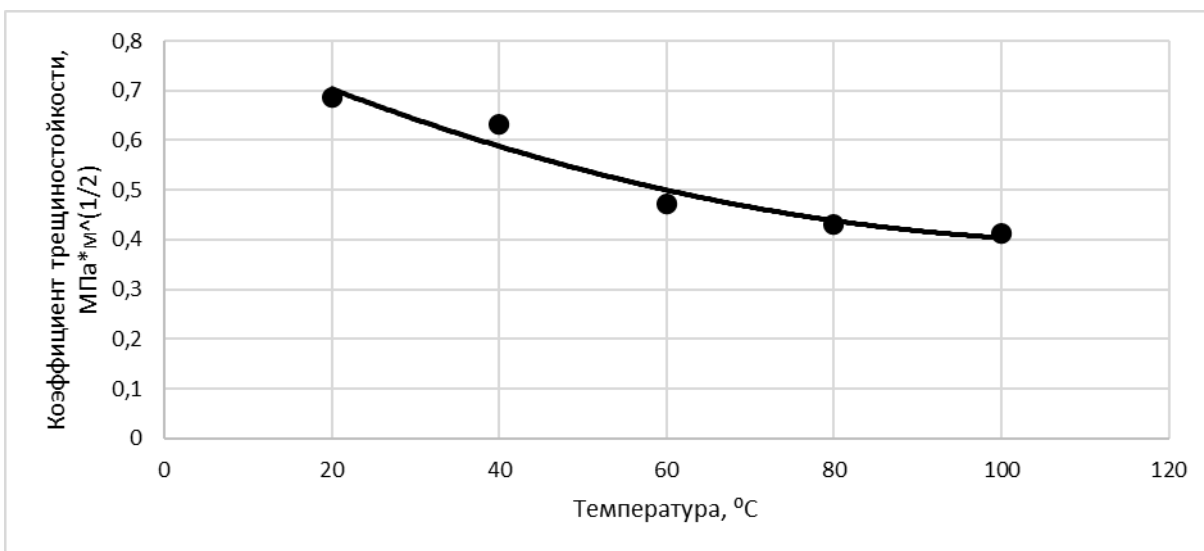


Рисунок 2. Линия тренда изменения коэффициента трещиностойкости в зависимости от температуры образцов серого мрамора крупнозернистого

Список литературы

1. Sas I. E., Cherepetskaya E. B., Pavlov I. A. Key Engineering Materials. 2017, vol. 755, p.p. 238-332.
2. Кашников Ю. А., Ашихмин С. Г., Кухтинский А. Э., Шустов Д. В. Записки Горного института. 2020, Т. 241, С. 83—90.
3. Ulusay R. The ISRM Suggested Methods for Rock Characterization, Testing and Monitoring: 2007–2014 // Springer. 2015, vol. 74, p.p. 1499-1500.
4. Павлов И. А., Винников В. А., Павлов К. А. Ашировские чтения. – 2023. – Т. 2, № 15. – С. 13-23.

Секция 8 «Материаловедение биологических тканей и биоматериалов»

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОРИСТЫХ НИКЕЛИД ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С МАКРОЦИКЛИЧЕСКИМИ СОЕДИНЕНИЯМИ

Г.А. Байгонакова, А.А. Шишелова, А.С. Гарин

Национальный исследовательский Томский государственный университет

Email: gat27@mail.ru

Металлические биоматериалы на основе TiNi широко используются для восстановления утраченной структуры и функций костей человека [1]. Несмотря на превосходные функциональные свойства данных сплавов, существует вероятность послеоперационных инфекционных осложнений, что не позволяет новообразованной костной ткани своевременно заполнять образовавшиеся пространства, увеличивает срок реабилитации пациентов. Чтобы свести к минимуму такие последствия необходимо использование биосовместимых материалов, способных одновременно выполнять функцию длительно функционирующего имплантата и остеозамещающего носителя, насыщенного лекарственными препаратами (ингибиторами воспаления, антибиотиками). Одним из перспективных методов является модифицирование поверхности насыщением биоактивными веществами, в частности супрамолекулярным соединением бамбасурила [2]. Бамбусурил представляет собой семейство макроциклических соединений, состоящих из п-2,4-замещенных гликольурильных единиц, соединенных через один ряд п-метиленовых мостиков в экваторе макроцикла [3]. Супрамолекулярные соединения часто демонстрируют преимущества по сравнению с другими системами доставки лекарств [4, 5]. Поэтому целью данной работы является исследование структуры и механических свойств пористых сплавов никелида титана разной пористости с осажденными супрамолекулами бамбусурила (BU[6]).

Пористые сплавы TiNi были получены методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с использованием порошков Ti марки РТОМ, Ni марки РНК-1L5 и TiNi в качестве инерта. Порошковую смесь насыпали в кварцевые трубки с внутренним диаметром 40 мм и уплотняли до пористости 60–70 %. Затем кварцевую трубку с шихтой устанавливали в реактор и нагревали до 480–520 °С в лабораторной трубчатой электропечи в атмосфере проточного Ar в течение 20 мин. Синтез инициировали на открытом конце порошковой заготовки с помощью нагретой молибденовой спирали. После завершения синтеза реактор с полученным сплавом охлаждали в воде, продолжая пропускать проточный защитный газ. В зависимости от добавки инертного порошка TiNi (0 %–10 %) были получены пористые сплавы с пористостью от 59 % до 70 %.

Для получения BU[6] 2,4-Диметилгликолурил (9 г, 53 ммоль) и параформальдегид (1,6 г, 53 ммоль) нагревали при 40 °С в HCl (5,4 М, 30 мл) до полного растворения исходного вещества. Затем раствору давали остыть и перемешивали при комнатной температуре в течение 24 часов. Полученный осадок собирали фильтрованием, промывали концентрированной HCl и водой и сушили в вакууме, получая BU[6] в виде белого твердого вещества с выходом 30 %. Рабочий раствор BU[6] для модификации TiNi готовили разбавлением 0,517 г BU[6] в 150 мл смеси CHCl₃:DMCO (1:1). Функционализацию пористой поверхности TiNi осуществляли с использованием воздействия вакуума.

Поверхности стенок пор и микроструктуру сплавов исследовали методами растровой электронной микроскопии с использованием микроскопа Axia ChemiSEM (Thermo Fisher

Scientific, США). Пористость образцов, P , определяли путем взвешивания, а средний размер пор и стенок определяли методом случайных секущих (random secant method) с использованием программного обеспечения ImageJ. Испытание пористых образцов на сжатие проводили с использованием универсальной машины INSTRON 3386 со скоростью сжатия 0,005 сек⁻¹ на образцах размером 6х3х3 мм³.

Исследование поверхности шлифов и анализ их микрофотографий показали, что при увеличении пористости, регулируя количеством добавок инерта, происходит увеличение максимальных и средних размеров пор, а также уменьшаются максимальные и средние размеры стенок каркаса. Уменьшение размеров пор и коэффициента пористости с увеличением добавок инерта объясняется уменьшением экзотермичности шихты при добавлении порошка TiNi в роли инерта.

Проведенные испытания TiNi разной пористости с модифицированной поверхностью BU[6] одноосным сжатием выявили зависимость механических параметров от пористости. Показано, что при повышении пористости сплавов на основе никелида титана с модифицированной поверхностью BU[6] на 11 % происходит снижение пределов текучести и прочности почти в 2 раза (Рис. 1, а). При этом полученные образцы демонстрируют хорошую сверхэластичность (1,9–3,35% обратимой деформации), аналогичную костным тканям человека (Рис.1, б). Полученные данные механических свойств пористого TiNi позволяют утверждать, что они удовлетворяют условиям биомеханической совместимости.

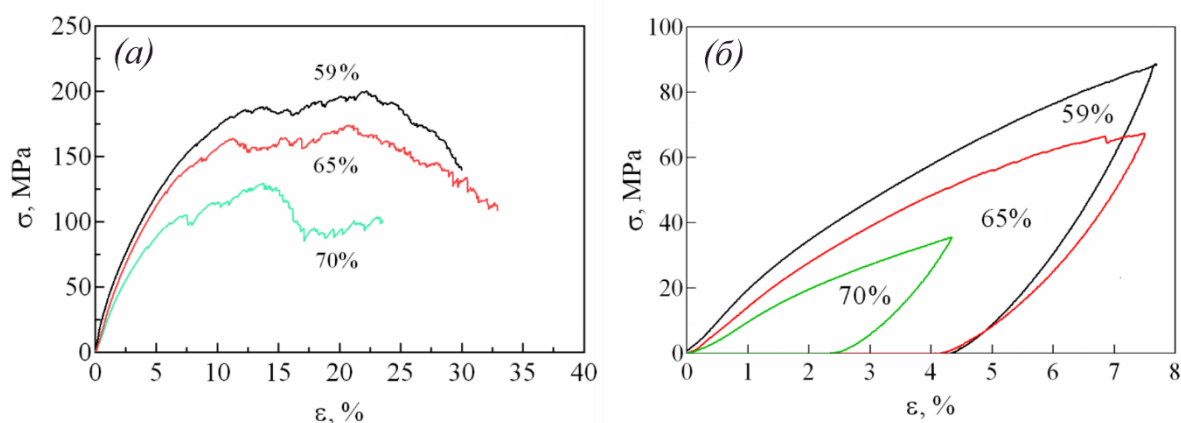


Рисунок 1. Кривые напряжения-деформации сжатия пористых образцов TiNi с разной пористостью и модифицированной поверхностью бамбас[б]урилом (а) до разрушения и (б) в цикле нагрузка-разгрузка

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда по гранту № 22-72-10037, <https://rscf.ru/project/22-72-10037/>

Список литературы

1. S. Thomas, A. Behera, T.A Nguyen (2022) *Nickel-Titanium Smart Hybrid Materials. In: From Micro- to Nano-structured Alloys for Emerging Applications*. сс. 105–122 (2022).
2. I.V. Kolesnichenko, V. Eric, *Chemical Society Reviews*, **46**, сс. 2385–2390 (2017).
3. T. Lizal, V. Sindelar, Bambusuril anion receptors. *Israel Journal of Chemistry*, **58**, сс. 326–333 (2018).
4. L. Lacerda, A. Bianco, M. Prato, K. Kostarelos, *Advanced Drug Delivery Reviews*, **58**, сс. 1460–1470 (2006).
5. S. Svenson, D.A. Tomalia, *Advanced Drug Delivery Reviews*, **57**, сс. 2106–2129 (2005).

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ДЕНТИНА КАК БИОКОМПОЗИТА С НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРОЙ

Ж. В. Гудкина^{1,2}, М.Ю. Гуткин^{2,3,4}, Т.С. Аргунова¹

¹ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

²Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

³Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

⁴Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

Email: gudkinazhanna@mail.ru

Дентин зубов человека представляет собой природный биоккомпозит с иерархической многоуровневой структурой [1].

Целью работы является экспериментальное наблюдение образования и развития микротрещин, формирующихся в образцах дентина в форме пластин под действием одноосного сжатия поперек пластин. Наблюдения выполнены методом фазово-контрастной томографии в синхротронном излучении (СИ).

Образцы дентина в форме пластин $\sim 5 \times 3$ мм² вырезаны перпендикулярно вертикальной оси зуба из здоровых зубов, полученных с соблюдением этического протокола УГМУ (г. Екатеринбург). Удаление нарушенного слоя с поверхности достигалось путем полировки без обработки кислотой.

Установлено, что в пластинах толщиной 0.5 мм, подвергнутых одноосному сжатию вдоль толщины до напряжений 370 МПа, возникают трещины. Распространение магистральных трещин в дентине сопровождается образованием сателлитных трещин, разделенных участками сплошного материала [2].

3D визуализация микроструктуры дентина, по которому при сжатии распространяются сдвиговые магистральные и сателлитные трещины, выявила раскрытие трещин обоих видов по дентинным каналам (см. рис. 1). Разработана модель раскрытия трещины путем последовательного продвижения ее вершины от одного канала к другому в плоскости действия максимальных локальных сдвиговых и растягивающих напряжений.

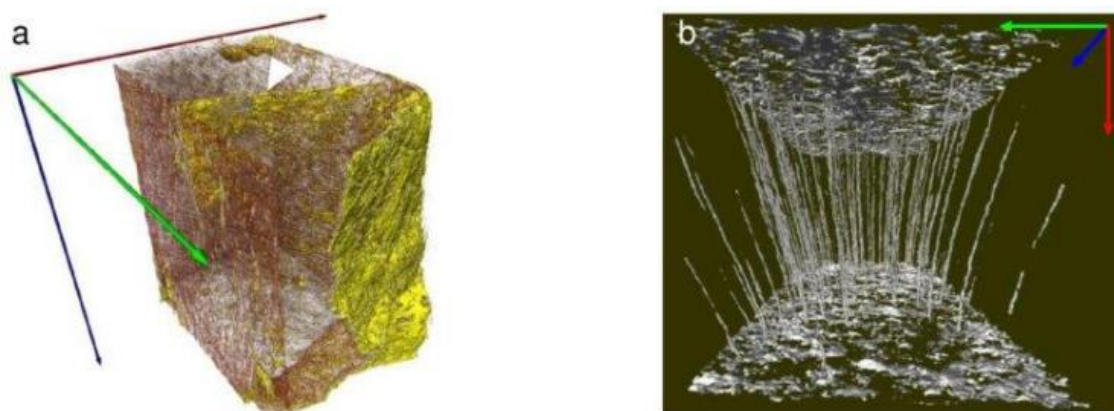


Рисунок 1. 3D изображения образца дентина, полученные методом микротомографии в СИ. (а) Пластина толщиной 0.5 мм. Размер поля зрения $832 \times 832 \times 702$ куб. мкм. Белый маркер указывает на плоскость развития трещин. Направление механической нагрузки параллельно оси красного цвета. (б) Направления дентинных каналов.

Список литературы

1. Д.В. Зайцев и др. *Природа прочности дентина и эмали зубов человека*, 173 с. (Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017).
2. J.H. Kinney et al. *Biomaterials* **26**, pp. 3363–3376 (2005).

МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ ФИЗИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В МАТЕРИАЛАХ ПРИРОДНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Д.В. Зайцев

Уральский государственный горный университет, Екатеринбург, Россия

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

E-mail: zaytsev@m.ursmu.ru

Многие материалы природного или биологического происхождения обладают уникальными прочностными характеристиками, что достигается за счёт их сложной и многоуровневой микроструктуры. Понимание механизмов деформации и разрушения в таких природных композитах, открывает широкие возможности создания нового поколения функциональных и конструкционных материалов с уникальным сочетанием прочностных свойств. Направление развития материаловедения, когда создаются материалы с заданными прочностными свойствами благодаря копированию микроструктуры биологических тканей, называется биомиметикой. При этом механические свойства многоуровневых/иерархических композитов, определяются свойствами материала на всех структурных уровнях, поэтому подобного рода исследования должны включать в себя все масштабные уровни: макро, мезо и микроуровень. В представленном докладе будут описаны методы проведения механических испытаний и аттестации микроструктуры с целью определения физических механизмов деформации и разрушения в твердых природных и биологических тканях для создания научной базы, которая будет использована при разработке нового класса материалов, основываясь на их микроструктуру.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант № 23-29-00253).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg–Zn–Zr–Ce ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИЛОЖЕНИЙ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Н.А. Лугинин^{1,2}, А.Ю. Ерошенко¹, Ю.П. Шаркеев^{1,2}

¹ ИФПМ СО РАН, г. Томск, Россия;

² Томский политехнический университет, г. Томск, Россия;

Email: nikishek90@ispms.ru.

Сплавы на основе магния имеют потенциал для применения в качестве материала для изготовления биорезорбируемых имплантатов, но их применение сталкивается с такими проблемами, как быстрая коррозия и ограниченная механическая прочность на ранних стадиях заживления костной ткани. В работе исследован сплав Mg–Zn–Zr–Ce с содержанием церия (до 0,1 мас. % Ce), подвергнутого интенсивной пластической деформации (ИПД). Метод ИПД по комбинированной схеме включал в себя осадку в пресс-форме (З-abc) и последующую прокатку в ручьевых валках (З-abc +прокатка).

Сплав в исходном крупнокристаллическом состоянии имеет средний размер зерна 25 мкм. Применение ИПД позволило получить мелкокристаллическую структуру (МК) со средним размером зерна 1 мкм (рисунок 1).

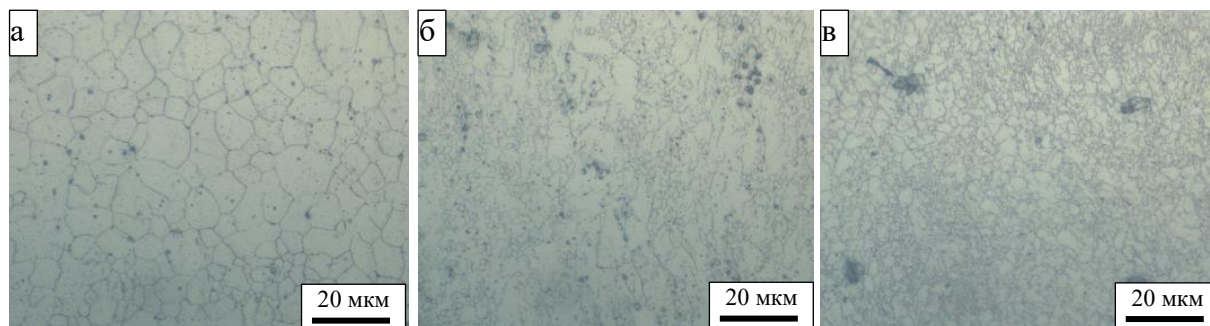


Рисунок 1. Микроструктура сплава Mg-Zn-Zr-Ce после применения метода ИПД (а – исходный, б – 3-abc, в – 3-abc+прокатка)

Испытания на растяжение мелкозернистого сплава демонстрируют увеличение предела текучести до 250 МПа, что в 2,8 раза больше, чем для исходного состояния, при двукратном снижении пластичности (рисунок 2).

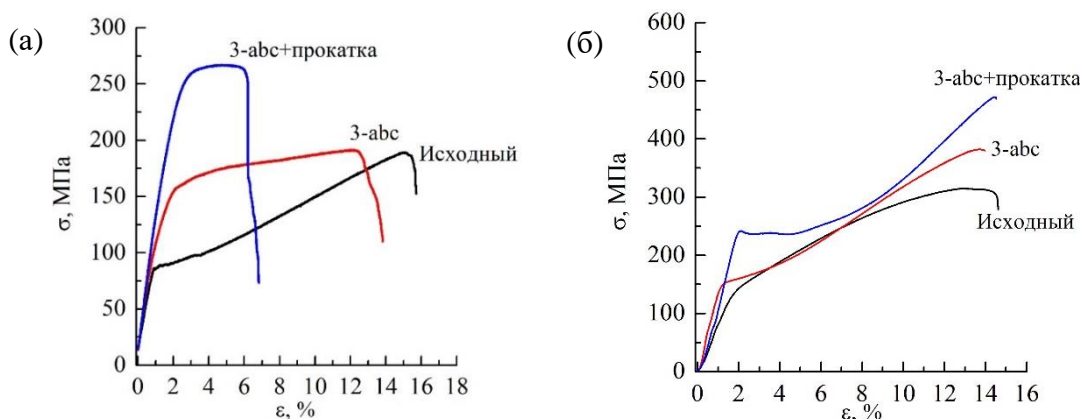


Рисунок 2. Механические характеристики сплава Mg-Zn-Zr-Ce после испытаний на растяжение (а) и сжатие (б)

Рентгенофазовый анализ показал, что в фазовый состав сплава во всех состояниях представлен зернами α -Mg, гидридами церия и цинка, а также интерметаллическими фазами, включающими церий и цинк (рисунок 3).

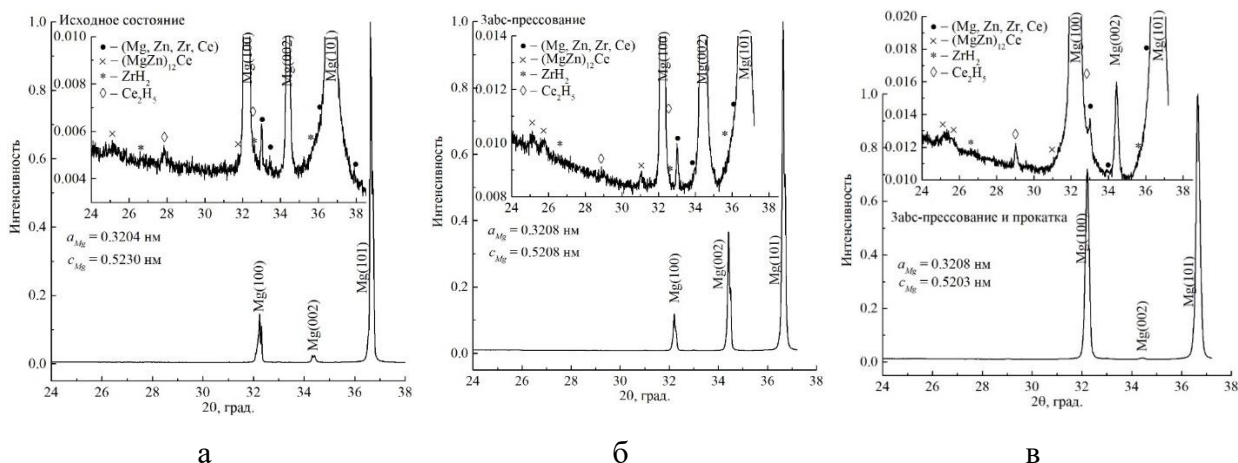


Рисунок 3. Дифрактограммы сплава MA20 в различных состояниях: а – исходное; б – 3-abc; в – 3-abc+прокатка. На вклейках показаны дифрактограммы с изменённым масштабом по вертикальной оси для визуализации вторичных фаз

Электрохимические испытания, проведенные в физиологических растворах, показали улучшение коррозионной стойкости сплава при переходе от КК состояния в МК состояние.

Ток коррозии снизился с 14 до 2 А/см², а сопротивление поляризации увеличилось с 3,1 до 8,1 кОм·см², что подчеркивает повышенную устойчивость сплава к биорезорбции (рисунок 4).

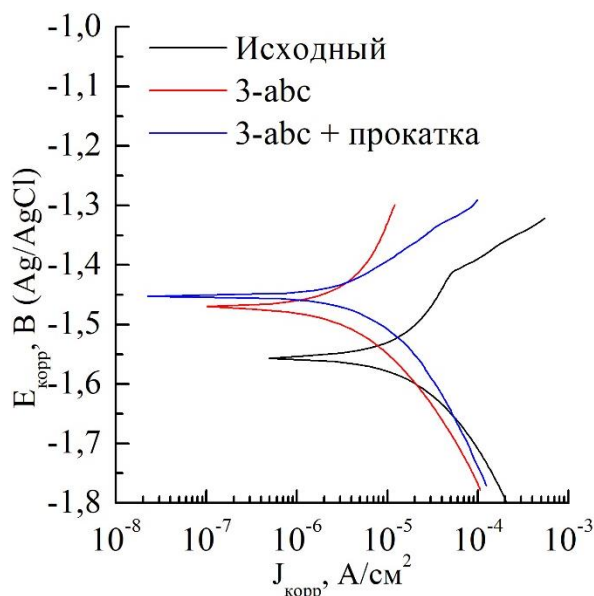


Рисунок 4. Потенциодинамические кривые для образцов сплава Mg-Zn-Zr-Ce

Результаты исследований данного сплава подчеркивают тот факт, что внедрение этого инновационного материала представляет собой значительный шаг на пути к устранению недостатков сплавов на основе магния для медицинских имплантатов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда №23-13-00359: <https://rscf.ru/project/23-13-00359/>.

НАДЕЖНОСТЬ И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА И БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЕЙ

Е.С. Марченко¹, Е.Б. Топольницкий², А.В. Ветрова¹, К.М. Дубовиков¹

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет г. Томск, Россия

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный медицинский университет» Министерство здравоохранения Российской Федерации

Email: kirill_dubovikov@mail.ru

Настоящая работа посвящена оценке надежности и биосовместимости материалов из никелида титана и биологических тканей для последующей имплантации в торакоабдоминальную зону. Вопрос выбора материала для замещения дефектов остается дискуссионным. В публикациях последних лет упоминается об использовании в клинической практике имплантируемых изделий, таких как мерсилен (Dacron), полипропилен, лавсан (Marlex), тефлон [1–3], политетрафторэтилен (Gore-tex), титан, система Stratos или Synthes Matrix Rib, а также их комбинации [4–6]. Реконструкция упомянутыми материалами нередко сопровождаются послеоперационными осложнениями и не всегда надежным восстановлением торакоабдоминальных дефектов. Для достижения быстрого восстановления утраченных структур и высокого функционального результата необходимо выбрать оптимальный материал, отвечающий требованиям надежности и биосовместимости.

Имплантаты для укрепления и пластики пострезекционных дефектов у лабораторных животных были изготовлены из сверхэластичного сплава никелида титана с биосовместимым поверхностным слоем. Конструкция имплантата из никелида титана обеспечивает естественную интеграцию биологических тканей в структуру имплантата, а ее гибкость и эластичность позволяют деформироваться в соответствии с гиперупругим поведением биологических тканей и сохранять их подвижность.

Проведены механические испытания никелид титановых имплантатов и биологических тканей, в которые будет интегрирована конструкция. Тонкая сверхэластичная никелид титановая проволока имеет механические характеристики близкие к значениям соединительно-тканых композитов: предел прочности – 1500–1800 МПа, напряжение мартенситного сдвига – 800 МПа, предельная деформация – 14 %. При одноосном растяжении проволока проявляет эффект сверхэластичности. При циклических испытаниях проволока показала высокую механическую стабильность. Деформационное поведение никелид титановых имплантатов характеризуется гиперупругим характером, подобным биологическим мягким тканям (мышцы, сухожилия, кожа). Исследуемой конструкции из никелида титана присущи следующие свойства: эластичность до 40 %, предел прочности 1000÷4000 МПа, биоинертная шероховатая поверхность тонкой TiNi проволоки 30÷100 мкм, которые обеспечивают быструю интеграцию с сохранением подвижности тканей.

Метод геометрического моделирования и расчеты на прочность показали, что образцы хирургической сетки из никелида титана выдержали усилие в 15 Н до разрушения, деформация в момент разрыва составила более 30 %. Установлено, что для модельной ячейки сетки, представленной тремя взаимодействующими петлями из ряда, максимально-допустимое относительное удлинение равно 4,3 %. В пределах этого удлинения петля работает в упругой области деформации как в условиях физиологических нагрузок. При этом развиваются реактивные усилия равные до 0,121 Н. Установлено, что при нагрузке 0,101 Н уровень усталостной долговечности достигает 108 циклов, что соответствует сроку эксплуатации порядка 100 лет (рис. 1).



Рисунок 1. Визуализация результатов расчетов в виде полей эквивалентных напряжений и деформаций по Мизесу

Для исследования биохимической и биомеханической совместимости имплантата и мягких биотканей были проведены механические испытания образцов сетки, сросленной с биологическими тканями, и оценка биоинтерфейсов «имплантат-покрытие-мягкая биоткань». Безопасность имплантатов никелида титана подтверждена токсикологическими испытаниями и расчетами на прочность, для оценки уровня усталостной долговечности. По результатам испытаний не наблюдали токсических симптомов или ненормального биологического поведения у лабораторных животных с введенными имплантатами из

никелида титана. На границе «имплантат-покрытие-мягкая биоткань» сформировалась прочная структура без образования фиброзной капсулы и отслоений. Выявлено, что реакция клеток на шероховатость и гетерогенный фазовый состав поверхности никелида титана является условием для формирования тканей на ее поверхности. Оценочные расчеты на прочность конструкции из никелида титана в условиях физиологической нагрузки, соответствующей торакоабдоминальной зоне показали, что имплантаты из никелида титана могут эксплуатироваться в организме без разрушения не менее 100 лет.

Исследование выполнено за счет гранта Российского Научного Фонда (РНФ), № 19-72-10105-П, <https://rscf.ru/project/19-72-10105/>

Список литературы

1. W.G. Ribeiro, A.C.C. Nascimento, L.B. Ferreira, D.D. Marchi, G.M. Rego, C.T. Maeda, G.E.B. Silva, R.A. Neto, O.J.M. Torres, M.B. Pitombo, Acta Cirúrgica Brasileira, 2021, 36(7), e360706.
2. Е.Б. Топольницкий, Г.Ц. Дамбаев, Н.А. Шефер, В.Н. Ходоренко, Т.И. Фомина, В.Э. Гюнтер, Вопросы реконструктивной и пластической хирургии, 2012, 15, с. 14–21.
3. M.L.P. Biondo-Simoes, A.A. Sichciopi, S.O. Ioshii, R.R. Robes, R. Biondo-Simões, Acta Cirúrgica Brasileira, 2018, 33(9), p. 792–798.
4. C.W. Seder, G. Rocco, Journal of Thoracic Disease, 2016, 8, p. 863–871.
5. S. Sanna, J. Brandolini, A. Pardolesi, D. Argnani, M. Mengozzi, A. Dell'Amore, P. Solli, Journal of Visualized Surgery, 2017, 3, № 95.
6. A. Sandri, G. Donati, C.D. Blanc, V.A. Nigra, M. Gagliasso, R. Barmasse, Journal of Thoracic Disease, 2020, 12(1), с. 17–21.

РАЗРАБОТКА РЕСТОРАТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СТОМАТОЛОГИИ ИЗ СКОРЛУПЫ КУРИНЫХ ЯИЦ

П.Е. Панфилов¹, А.В. Кабанова¹, М.Е. Меженев^{1,2}, Д.В. Зайцев^{1,2}

¹ Уральский федеральный университет, Екатеринбург;

² Уральский государственный горный университет, Екатеринбург;

Email: peter.panfilov@urfu.ru

Разработка ресторативных материалов для стоматологии является актуальной задачей биомедицинского материаловедения. Скорлупа птичьих яиц – биоминерал на 95% состоящий из карбоната кальция и 5% биоорганических соединений обладает высокой биосовместимостью, а по прочности она близка к эмали и дентину зубов. В докладе обсуждается деформационное поведение образцов, как вырезанных из скорлупы, так и приготовленных из нее методом компактирования. Образцы из скорлупы яиц вырезали при помощи дисковой алмазной пилы вдоль главной оси яйца шириной 2 мм и длиной 10-15 мм. На часть этих образцов наносили покрытия из полимерных пломбных материалов. Из порошка куриной скорлупы прессовали образцы в форме цилиндров диаметром 10-12 мм и разным соотношением диаметра к высоте либо без связующего, либо с разными клеями качестве связующего. Образцы, вырезанные из скорлупы, деформировали по схемам 3-х точечного изгиба и среза на воздухе и в воде. Компактированные образцы испытывали на воздухе по схемам одноосного сжатия и диаметрального сжатия. Был изучен рост трещин в образцах из скорлупы при изгибе непосредственно на оптическом микроскопе.

При минимальном уровне растягивающих нагрузок (одноосное сжатие и срез) модельные материалы на макроскопическом масштабе демонстрировали вязкое поведение, как на воздухе, так и в воде. При приложения растягивающих нагрузок, все материалы вели себя хрупко на макроскопическом масштабе. При этом трещины, по росту которых можно получить информацию о деформационном поведении материала на микроскопическом масштабе, демонстрировали вязкое поведение. При изгибе трещины в скорлупе можно было подрастить, увеличивая стрелу прогиба. На основании полученных результатов можно заключить: (1) тип поведения скорлупы на макроскопическом уровне определяется

долей растягивающих напряжений в схеме деформирования и меняется от хрупкого при изгибе и диаметральной сжатии до вязкого при сжатии и срезе; (2) на микроскопическом масштабе, поведение модельных материалов аттестовано как вязкое при всех схемах нагружения; (3) влияние водной среды не приводило к качественным изменениям в поведении модельных материалов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 23-29-00253).

СОЗДАНИЕ КОМПОЗИТНОГО БИОРАЗЛАГАЕМОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКА СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-МЕДЬ

В.В. Чебодаева¹, Н.А. Лугинин^{1,2}, А.Е. Резванова¹, Н.В. Сваровская¹, К.В. Сулиз²

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН 634055, Томск, 1

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет 634050, Томск, 2

Email: vtina5@mail.ru

Разработка биоматериалов с необходимой прочностью и биосовместимыми свойствами для замещения костных тканей по-прежнему остается актуальной задачей медицины [1]. Использование временных биоразлагаемых материалов является перспективным методом лечения костных дефектов, так как требуется однократное хирургическое вмешательство, после чего материал растворяется и выводится организмом самостоятельно. Наиболее применяемыми в качестве биоразлагаемых металлов являются железо, магний, цинк [2]. Однако, перечисленные материалы имеют ряд недостатков, затрудняющих их использование в качестве биodeградируемых имплантатов. Скорость коррозии магния и его сплавов слишком высока для обеспечения заживления. Цинковые сплавы медленно деградируют в биологической среде и недостаточно прочны для поддержания костной ткани. Железо обладает медленной скоростью коррозии, которая ограничивает его применение как биоразлагаемого материала. Но при этом его прочность достаточна для его использования в местах, подверженных нагрузке. Для увеличения скорости биodeградации материалов на основе Fe, многие ученые модифицируют их состав другими элементами. Хермаван и др. [3] разработали сплав Fe-Mn, который демонстрировал повышенную скорость деградации по сравнению с чистым железом. Тем не менее, по сравнению с магниевыми сплавами, скорость деградации Fe-35Mn все еще значительно медленнее.

Применение 3d технологий позволит создавать пористую структуру, что может способствовать ускорению растворения материала. Использование двухкомпонентного нанопорошка в качестве сырья для получения композитного материала позволит расширить его функциональные свойства. Например, легирование железа медью позволяет повысить скорость резорбции за счет создания гальванической пары Fe-Cu и обеспечить антибактериальность имплантируемого в организм материала. Для повышения биоактивности материала на основе железа необходимо его модификация кальций-фосфатами, близкими по составу с костной тканью человека. Гидроксиапатит (ГА) широко используется в области медицинского материаловедения в качестве биоактивного заменителя костной ткани, благодаря своей биоактивности и химическому сходству с минеральной фазой человеческой кости [4].

В работе был использован бикомпонентный нанопорошок системы Fe-Cu, содержащий Fe (90 мас.%) и Cu (10 мас.%), полученный методом электровзрыва проволоки (ЭВП) [5]. В состав нанопорошка Fe-Cu вводили порошок стехиометрического гидроксиапатита (ИХТТМ СО РАН, Новосибирск, Россия) [6]. Для создания фидстока, в порошковую смесь была добавлена полимерная составляющая следующего состава: 75

мас.% – канифоль, 15 мас.% – 1.6 гександиол, 10 мас.% –этиленвинилацетат. Массовую долю смеси порошков в фидстоках варьировали от 50 до 40 масс.% (50,45,40). Полученный материал подвергался экструдированию с постепенным уменьшением диаметра сопла от 2,0 до 0,8 мм. Печать производилась на 3-d принтере Prusa i3 (Prusa Research, Прага, Чехия). Спекание производилось в вакуумной печи Nabertherm. Исследования структуры и элементного анализа материалов проводились методами: растровой электронной микроскопии LEO EVO 50 (Zeiss, Йена, Германия) с приставками для энергодисперсионного анализа. Фазовый состав образцов был идентифицирован методом рентгенофазового анализа (ДРОН 8Н (Буревестник, Санкт-Петербург, Россия)).

На рисунке 136 1 представлены РЭМ-изображения поверхности образцов, полученных с добавлением разного количества порошков Fe-Cu и ГА (40, 50 и 60%). Поверхность всех образцов характеризуется наличием пор и частиц ГА. По изображению можно видеть, что в образце с 50%Fe-Cu-ГА (рисунок 1. *рэм изображения поверхности полученных образцов 50fe-cu-га (a), 45fe-cu-га (b), 40fe-cu-га (c).*), а) присутствуют мелкие поры со средним размером 1,5 мкм и более крупные немногочисленные частицы ГА размером 6,8 мкм. Уменьшение доли порошков Fe-Cu и ГА до 45 % (рис. 1,б) приводит к более однородному распределению частиц порошка ГА и увеличению их количества. При этом средний размер пор не меняется с уменьшением доли порошковой части до 45%, а средний размер частиц ГА уменьшается до 5,5 мкм. Поверхность образца с 40% Fe-Cu и ГА (рис. 1,в) характеризуется крупными частицами ГА со средним размером 10 ± 5 мкм и порами со средним размером 1,8 мкм. Максимальное количество полимерной составляющей в данном образце привело к менее однородному перемешиванию порошка Fe-Cu-ГА в фидстоке.

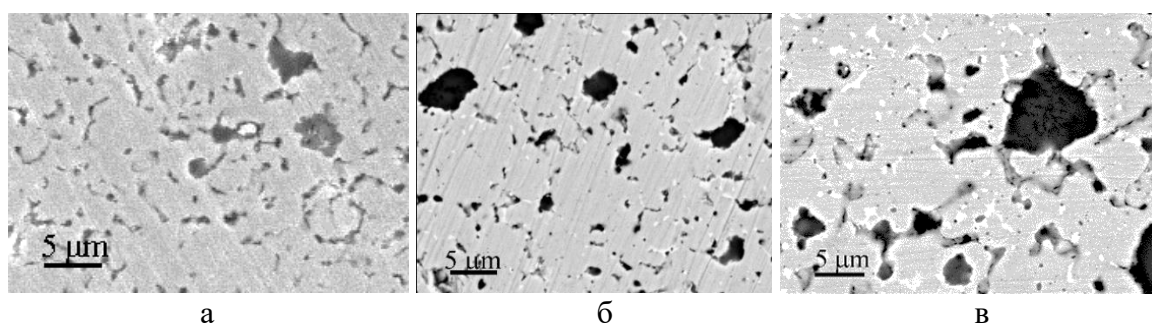


Рисунок 1. РЭМ изображения поверхности полученных образцов 50Fe-Cu-ГА (a), 45Fe-Cu-ГА (b), 40Fe-Cu-ГА (c).

В результате рентгенофазового анализа полученных образцов были обнаружены интенсивные пики фазы « α -Fe». Фазы, принадлежащие меди или гидроксиапатита обнаружить данным методом, не удалось в силу малой концентрации.

В результате выполнения работы был получен объемный композит на основе порошков системы Fe-Cu и гидроксиапатита с помощью аддитивного производства на основе экструзии материалов. Варьирование количества добавляемого порошка Fe-Cu-ГА от 50 до 40 % привело к изменению морфологии и распределению частиц гидроксиапатита в образцах. При этом фазовый состав при варьировании состава исходных фидстоков не изменялся.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-73-00207, <https://rscf.ru/project/22-73-00207>.

Список литературы

1. Lin, W.; Qin, L.; Qi, H.; Zhang, D.; Zhang, G.; Gao, R.; Qiu, H.; Xia, Y.; Cao, P.; Wang, X.; et al. / *Acta Biomater*, **54**, pp. 454–468, (2017).
2. Kang, M.-H.; Cheon, K.-H.; Jo, K.-I.; Ahn, J.-H.; Kim, H.-E.; Jung, H.-D.; Jang, T.-S. / *Mater Des*, **196**, p. 109182, (2020).

3. Hermawan, H.; Dubé, D.; Mantovani, D. / *J Biomed Mater Res A*, 93A, pp. 1–11, (2010).
4. Chebodaeva, V.; Sedelnikova, M.; Kashin, A.; Bakina, O.; Khlusov, I.; Zharin, A.; Egorkin, V.; Vyaliy, I.; Sharkeev, Y. / *Letters on Materials*, 12, pp. 336–342, (2022).
5. Lozhkomoev, A.S.; Bakina, O. V.; Pervikov, A. V.; Kazantsev, S.O.; Glazkova, E.A. / *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 30, pp. 13209–13216, (2019).
6. Chaikina, M. V.; Bulina, N. V.; Vinokurova, O.B.; Prosanov, I.Yu.; Dudina, D. V. / *Ceram Int*, 45, pp. 16927–16933, (2019).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr ПОСЛЕ РКУП

М.А. Шишкунова^{1,2}, Д.А. Аксенов^{1,2}, Э.И. Фахретдинова¹, Р.Н. Асфандияров^{1,2},
А.Г. Рааб², Е.В. Парфенов², Р.Г. Фаррахов², Ю.Р. Сементеева^{1,2}

¹ Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия

² Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Email: shishkunomashaa@gmail.com

Магниевые сплавы, в частности сплав системы Mg-Zn-Zr, используются в медицине в качестве материала для изготовления биорезорбируемых имплантатов, так как обладают биосовместимостью, нетоксичны, гипоаллергенны и имеют модуль упругости близкий к модулю упругости кости [1]. Это позволяет использовать их в качестве временных имплантатов, которые не требуют последующего удаления из организма [2]. Однако, магний характеризуется низкими прочностными характеристиками и коррозионной стойкостью. Помимо этого, проблема понимания и прогнозирования механизмов коррозии сплавов Mg в биологических средах недостаточно изучена, что не позволяет осуществлять контроль скорости коррозии. Начальная скорость коррозии магниевых сплавов часто слишком высока, а поверхность сплавов с высокой реакционной способностью может быть вредной для биологической среды. Медленная скорость коррозии позволила бы минимизировать размеры имплантатов и поддерживать нужные механические свойства в течение необходимого периода времени восстановления [3].

Для повышения прочности магния и его сплавов можно использовать методы термомеханической обработки, основанные на принципах интенсивной пластической деформации (ИПД). Одним из перспективных методов ИПД является равноканальное угловое прессование (РКУП). Однако в магниевых сплавах с увеличением количества циклов РКУП не наблюдалось сильного измельчения структуры и существенного прироста прочности из-за разворота кристаллической структуры в направлении сдвига и скольжения преимущественно по базисным плоскостям [4].

Таким образом, целью работы является определение рационального режима комбинированной термомеханической обработки, включающей деформационную обработку методами ИПД, который обеспечит высокую прочность и коррозионную стойкость биорезорбируемых магниевых имплантатов.

В работе использовался магниевый сплав Mg-8,6Zn-1,2Zr. За исходное принято состояние, подвергнутое длительному отжигу при 400 °С в течение 24 ч. РКУП проводилось по следующим режимам: 1 цикл – температура 400°С, угол пересечения каналов 120°, скорость деформирования 1мм/с; 2 цикл – температура 250°С, угол пересечения каналов 90°, скорость деформирования 1 мм/с.

Структура анализировалась при помощи световой микроскопии (Olympus GX51), EBSD анализа (TESCAN MIRA 3 LMH), растровой электронной микроскопии (JEOL JSM-6490LV), рентгеноструктурного анализа (Rigaku Ultima IV). Испытания на растяжения проводились на электромеханической измерительной системе для проведения статических

испытаний Instron 5982. Иммерсионные коррозионные испытания проводились согласно стандарту ASTM G31.

В исходном состоянии образец имел крупнозернистую структуру смешанного типа со средним размером крупных зерен 30 ± 10 мкм и мелких рекристаллизованных зерен 4 ± 2 мкм. Дальнейшая деформация привела к измельчению структуры, размер крупных зерен составил ~ 20 мкм. Размер рекристаллизованных зерен остался на том же уровне, что и у исходного состояния. Предел прочности в исходном состоянии составил 300 МПа, после обработки по первому режиму он достиг 330 МПа. РКУП по 2 режиму не приводит к повышению предела прочности, но наблюдается некоторое снижение предела текучести.

Иммерсионные испытания в растворе Рингера показали, что наиболее длительной устойчивостью к коррозии обладают исходный и обработанный по режиму 2 образцы. Расчеты скорости коррозии указывали на то, что после 15 дней выдержки, коррозионная стойкость образца после 2 режима обработки сопоставима с исходным крупнозернистым состоянием. Это может быть связано с увеличением доли специальных границ, в частности границ с полной совместимостью ($\Sigma 13a$) и двойниковых границ ($\Sigma 15b$, $\Sigma 17a$).

Таким образом, деформацией методом РКУП с понижением температуры до 250°C удалось добиться высокой прочности материала за счет измельченной, частично рекристаллизованной структуры, увеличения плотности дислокаций и при этом сохранить коррозионную стойкость на уровне исходного состояния.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-79-10325).

Список литературы

1. V. K. Bommala, M. G. Krishna, C. T. Rao, Journal of Magnesium and Alloys 2019, 7, с. 72-79.
2. A. H. Yusop, A. A. Bakir, N. A. Shaharom, M. R. Abdul Kadir, H. Hermawan, International journal of biomaterials, 2012, 2012.
3. M. Esmaily, J.E. Svensson, S. Fajardo, N. Birbilis, G.S. Frankel, S. Virtanen, R. Arrabal, S. Thomas, L.G. Johansson, Progress in Materials Science 2017, 89, с. 92-193.
4. T. Krajňák, P. Minárik, J. Gubicza, K. Máthis, R. Kužel, M. Janeček, Materials Characterization, 2017, 123, с. 282-293.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ДЕНТИНА ЗУБОВ ПАЦИЕНТОВ ПРЕКЛОННОГО ВОЗРАСТА

**Е.В. Лоскутников¹, Д.В. Зайцев^{1,2}, А.А. Куклина^{1,2}, К.И. Пекрескокова²,
П.Е. Панфилов¹**

¹ ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия.

² ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет», г. Екатеринбург, Россия.

Email: gtx70@mail.ru

У пациентов преклонного возраста, в дентине зубов возникает склерозирование/закрытие дентинных каналов. Склерозирование дентина обычно начинается в нижней части корня зуба и визуально проявляется в изменении степени прозрачности дентина, что позволяет увидеть эти области на тонком шлифе зуба невооруженным взглядом. Испытания механических свойств образцов склерозированного дентина на сдвиг в воздухе и в воде, не выявили изменения механических свойств в сравнении с нормальным дентином. Также испытания показали, что прочностные свойства образцов обеих групп не зависели от воды. Причиной этого может быть малый диаметр и низкая плотность дентинных каналов,

что подтверждается при изучении поверхностей изломов на сканирующем электронном микроскопе. Испытание микротвердости по Виккерсу (Shimadzu HNV-G) показало, что средняя микротвердость склерозированного дентина $H_v=98,4\pm 2,1HV$, выше на $\sim 17\%$, чем у нормального $H_v=83,8\pm 1,9HV$. Изменение твёрдости при измерении вдоль корня не выявлено (по 30 отпечатков). Можно сделать вывод что свойства дентина одинаковы во всём объёме корня. Были проведены испытания на малоцикловую усталость при сжатии нормального и склерозированного дентина. Для испытания были изготовлены стандартные кубоидные образцы. Один образец был изготовлен из нормального дентина, тогда как второй полностью из склерозированной области. В течении 100 циклов нагрузки-разгрузки к образцам прикладывалась нагрузка 1200Н, что соответствует напряжению $\sim 300MPa$. Из анализа деформационных кривых и поверхностей образцов после испытания, можно сделать вывод что в образцах не возникали трещины. Расчёт упругого модуля в процессе нагружения, показал, что склерозированный дентин жестче нормального. Так же замечено различное поведение образцов в процессе циклического нагружения. При испытании обоих образцов замечено накопление остаточной деформации. Величина остаточной деформации склерозированного дентина меньше в сравнении с нормальным. Из полученных результатов можно делать вывод что изменения прочностных свойств при закрытии каналов в дентине, не являются критичными, и не мешают использовать склерозированный дентин как основу для дальнейшей реставрации зуба, если принимать во внимание отличие прочностных свойств склерозированного дентина от нормального.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ №22-29-00268.

Научное издание

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

Тезисы LXVII Международной конференции 2 апреля 2024 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»