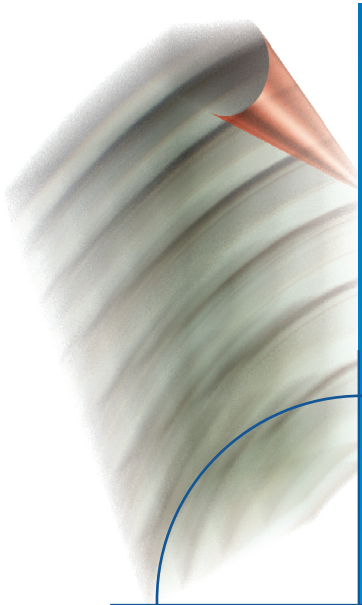


X-я ЕВРАЗИЙСКАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

ПРОЧНОСТЬ НЕОДНОРОДНЫХ СТРУКТУР

ТЕЗИСЫ

МИСиС
Национальный исследовательский технологический университет

ПРОСТ 2020/21

Москва
20-22 апреля 2021 г.

Министерство науки и высшего образования РФ
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
при участии
Российской академии наук,
Российской академии естественных наук

X-я ЕВРАЗИЙСКАЯ

НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

«ПРОЧНОСТЬ НЕОДНОРОДНЫХ СТРУКТУР»

ПРОСТ 2020/2021

Сборник трудов конференции

Москва, НИТУ «МИСиС»
20-22 апреля 2021 года

УДК 539:669:538.9

ISBN 978-5-9907712-1-5

Составители: С.А. Никулин, Э.А. Соколовская, А.В. Кудря

Сб. трудов X-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ 2020/2021. 20-22 апреля 2021 года, г. Москва, НИТУ «МИСиС». – М.: ООО «Студио-Принт», 2021.–С. 159

Труды конференции публикуются в авторской редакции

ISBN 978-5-9907712-1-5 © Коллектив авторов, 2021

Программный комитет

Филонов М.Р.	председатель	НИТУ «МИСиС», г. Москва
Штремель М.А.	зам. председателя	НИТУ «МИСиС», г. Москва
Никулин С.А.	зам. председателя	НИТУ «МИСиС», г. Москва
Банных О.А.		ИМЕТ РАН, г. Москва
Варюхин В.Н.		ГУ ДонФТИ, г. Донецк
Карпов М.И.		ИФТТ РАН, г. Черноголовка
Комлев В.С.		ИМЕТ РАН, г. Москва
Махутов Н.А.		ИМАШ РАН, г. Москва
Оленин Ю.А.		ГК по атомной энергии «Росатом»
Орлов В.В.		ГНЦ РФ АО «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва
Орыщенко А.С.		НИЦ "Курчатовский институт" - ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург
Панин В.Е.		ИФПМ СО РАН, г. Томск
Рубаник В.В.		ГНУ «ИТА НАН Беларуси», г. Витебск
Рудской А.И.		СПбПУ. г. Санкт-Петербург
Счастливцев В.М.		ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург
Фирстов С.А.		ИПМ НАН Украины, г. Киев

Организационный комитет

Никулин С.А.	председатель	НИТУ «МИСиС», г. Москва
Добаткин С.В.	зам. председателя	ИМЕТ РАН, г. Москва
Кудря А.В.	зам. председателя	НИТУ «МИСиС», г. Москва
Соколовская Э.А.	ученый секретарь	НИТУ «МИСиС», г. Москва
Бланк В.Д.		ФГБНУ ТИСНУМ, г. Троицк
Бутрим В.Н.		АО «Композит», г. Королев
Валиев Р.З.		ФГБОУ ВО «УГАТУ», г. Уфа
Волков А.Е.		СПбГУ, г. Санкт-Петербург
Гладковский С.В.		ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург
Глезер А.М.		НИТУ «МИСиС», ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва
Дуб А.В.		АО «Наука и инновации», г. Москва
Калин Б.А.		НИЯУ МИФИ, г. Москва
Калошкин С.Д.		НИТУ «МИСиС», г. Москва
Капуткина Л.М.		НИТУ «МИСиС», г. Москва
Коджаспиров Г.Е.		СПбПУ, г. Санкт-Петербург
Колобов Ю.Р.		НИУ «БелГУ», г. Белгород
Коротченко Н.А.		НИТУ «МИСиС», г. Москва
Мерсон Д.Л.		ТГУ, г. Тольятти
Макаров А.В.		РАН, Уральское отделение, г. Екатеринбург
Новиков В.В.		АО «ВНИИНМ» г. Москва
Попов А.А.		ФГАОУ ВО «УрФУ», г. Екатеринбург
Прокошкин С.Д.		НИТУ «МИСиС», г. Москва
Пышминцев И.Ю.		ОАО «РосНИТИ», г. Челябинск
Филиппов Г.А.		ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва
Шур Е.А.		АО «ВНИИЖТ», г. Москва

НОВЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

С.Д. Калошкин, Ф. Сенатов, А. Максимкин

НИТУ «МИСиС», kaloshkin@misis.ru

Роль полимерных материалов и композитов на их основе постоянно возрастает в последние десятилетия. В докладе приведены некоторые примеры таких композитов для применения в качестве материалов био-медицинского назначения. 3D-печать пористых био деградируемых скаффолдов на основе полилактида и нано гидроксиапатита с эффектом памяти формы для самоустанавливающихся имплантатов является одним из примеров таких применений. Наночастицы гидроксиапатита выступают в качестве центров фиксации полимерной сетки для управления свойствами памяти формы. Такие скаффолды, колонизированнные мезенхимальными стромальными клетками имеют перспективы для использования в качестве самоустанавливающихся имплантатов при замещении костных тканей и могут быть полезным при конструировании сложных тканей.

Другим примером является 3D архитектура СВМПЭ с открытыми порами для моделирования анизотропной трабекулярной костной ткани, получаемой сочетанием 3D-печати, наполнения порошком, горячего формования и окончательного выщелачивания. Этот тип материала полностью копирует структуру костной ткани. Для повышения свойств СВМПЭ используемого для вкладыша для эндопротезирования тазобедренного и коленного суставов были предложены некоторые добавки. Многоэтапный процесс, включая механоактивацию смеси СВМПЭ с углеродными нанотрубками в шаровой мельнице, горячее прессование и ориентирование структуры, привел к увеличению прочности композитов на растяжение в 6 раз по сравнению с исходным объемным СВМПЭ.

Применение полимерного композита в качестве рабочего элемента «искусственной мышцы» также является перспективным направлением развития работ Центра композиционным материалов НИТУ «МИСИС». Получены образцы материалов, обеспечивающие циклическое сокращение нитей с рекордными значениями обратимой деформации и возвращающей силы, которые могут составить конкуренцию металлическим материалам с памятью формы.

ДИНАМИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ И ЭКСТРЕМАЛЬНЫЕ СОСТОЯНИЯ ПРИРОДНЫХ И КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ю.В. Петров[1,2]

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, С.-Петербург*
[2]*Институт проблем машиноведения РАН, С.-Петербург*
y.v.petrov@spbu.ru

Обсуждаются главные принципы структурно-временного подхода, применяемого для моделирования быстрых переходных процессов, таких как разрушение, текучесть, структурные и фазовые превращения в сплошных средах при экстремальных высокоскоростных и ударно-волновых воздействиях. Подход позволяет, в частности, формулировать критерии разрушения, предельные условия динамической текучести, структурных превращений, позволяющие эффективно предсказывать критические параметры динамических нагрузок и объяснять многие наблюдаемые в экспериментах эффекты. Обсуждаются примеры приложения подхода к индустриальным задачам.

НАПРАВЛЕНИЯ РАЗРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АКТИВНЫХ ЗОН ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

Б.А. Калин

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
bakalin@mephi.ru

По данным МАГАТЭ на начало 2020 года в мире действует 450 ядерных реакторов, из которых только два энергетических реактора на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем БН-600 и БН-800, которые эксплуатируются в России.

Проблемы обеспечения безопасности и эффективности ядерных реакторов определяются работоспособностью ядерного топлива в виде тепловыделяющих сборок (ТВС), твэлы которых имеют оболочку из конструкционных материалов, а топливо представлено диоксидом урана. Конструкционные материалы ТВС реакторов на тепловых - это базовые сплавы на основе систем Zr-Nb-Fe-O_2, Zr-Nb-Sn-Fe-O_2, непрерывно модифицируются для обеспечения и безопасности, в том числе в аварийных ситуациях, и заданного выгорания топлива. Модифицирование сплавов идет в направлении оптимизации технологии, состава и термомеханической обработки. Сплавы типа Э110 претерпели модификацию в части изменения концентраций железа и кислорода: *Э110опт* (*Zr*-1,0 *Nb*-0,04 *Fe*-0,08 *O*) *и Э110М* (*Zr*-1,0 *Nb*-0,12 *Fe*-0,13 *O*), сплав Э635 претерпел модификацию в части изменения концентраций ниобия и олова. Модифицирование циркалоев позволило создать сплавы ZIRLO, NDA, MDA и др.

В направлении создания толерантного топлива для легководных реакторов проводятся исследования твэлов с покрытиями, очехловывание оболочечных циркониевых труб, поиск альтернативных материалов для ТВС среди коррозионностойких сталей, тугоплавких сплавов, керамики и композитов, например SiC||SiC.

В связи с реализацией идеи замкнутого топливного цикла возрастает интерес к созданию ядерных реакторов IV поколения, среди которых важное место занимают реакторы на быстрых нейтронах, в активной зоне которых используются аустенитные и ферритно-мартенситные коррозионностойкие стали. Для реакторов на быстрых нейтронах важно наряду с обеспечением безопасной работы, необходимо создать условия конкуренции на энергетическом рынке, а это требует максимального выгорания ядерного топлива (до 20% т.а.), что эквивалентно степени повреждения конструкционных материалов ТВС до 180-200 сна. В этих условиях предстоит создать материалы с сопротивлением формоизменению за счет распухания и радиационной ползучести на уровне < 5…7%, обеспечением длительной прочности при рабочей температуре ≥ 700^0C, сопротивлением радиационному охрупчиванию (НТРО, ВТРО), совместимостью с ядерным топливом и продуктами деления (Cs, Te, I и др.). В направлении обеспечения этих ограничений в России за последние четыре десятилетия проведено эволюционное модифицирование аустенитных сталей в направлении:18-10 ⇒ ЭИ-847 ⇒ ЭП172 ⇒ ЧС-68 ⇒ ЭП172У ⇒ ЭК164, а за рубежом - SS304 ⇒SS316 ⇒PNC15-20, и ферритно-мартенситных сталей: в России ЭП450 ⇒ ЭП823⇒ ЭК181⇒ ЧС139⇒ ЭП450ДУО и за рубежом НТ-9, Т-122, Т91 ⇒ MA956-ODS и MA957-ODS, Eurofer-97 ⇒ Eurofer-97-ODS, DT2906 ⇒ DT2203Y05 и др.

Проводятся исследования по совершенствованию топливных материалов **в** направлении повышения теплопроводности, ураноемкости и механической совместимости топлива с оболочкой, а также снижению уровня запасенного тепла в активной зоне и выхода продуктов деления из топливного материала: усовершенствование UO_2 путем введения добавок Cr_2O_3, BeO, SiC, SiO_2, Mo и др. В качестве альтернативы UO_2. Рассматривают плотное топливо в виде металлических сплавов, нитридов и силицидов урана.

Рассмотрены *проблемы* применения и конструкционных, и топливных материалов.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Р.З. Валиев

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
ruslan.valiev@ugatu.su

Многочисленные исследования последних лет свидетельствуют, что наноструктурирование металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает возможность значительного повышения их механических и функциональных свойств. При этом свойства полученных объемных наноматериалов определяются не только формированием ультрамелких зерен, но и структурой и фазовым составом границ зерен. В последнее десятилетие активное развитие получила зернограничная инженерия объемных наноматериалов, связанная с созданием различных границ зерен (малоугловых и высокоугловых, специальных и общего типа, равновесных и неравновесных, а также с присутствием зернограничных сегрегаций и выделений) в ультрамелкозернистых металлах. Показано, что формирование разных типов границ зерен значительно влияет на механические свойства наноструктурных металлов и сплавов, особенно, на хрупкость и пластичность, усталость и сверхпластичность. Особый интерес представляет использование зернограничной инженерии для создания наноматериалов с так называемыми многофункциональными свойствами, сочетающими высокие механические и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.). Описаны основные теоретические подходы к моделированию стабильности наноструктур в экстремальных условиях. Обсуждаются физическая природа и применения наноматериалов в инновационных разработках, направленных на их использование в энергетике, медицине и технике.

Доклад представлен в рамках научно-исследовательского проекта РНФ № 19-49-02003.

ИЗМЕРЕНИЯ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ. РЕТРОСПЕКТИВА И ПЕРСПЕКТИВА

А.В. Кудря

НИТУ «МИСиС», Москва, РФ, AVKudrya@misis.ru

Развитие техники потребовало новых материалов, многообразие структур (и свойств) которых привели к необходимости создания эталонных шкал для их систематизации. Постоянный рост требований к прочности материалов, привел к необходимости определения механических свойств. Однако когда выяснилось, что представление материала при расчетах конструкций на прочность, как некоторой сплошной, однородной среды, приводит к случаям преждевременного хрупкого разрушения, получила развитие физика прочности, ставящая свое целью изучение кооперативных взаимодействий разнородных дефектов решетки в материале, как среде со структурой. Отсюда возникла необходимость в их наблюдении в различных масштабах и оценке их вклада в процессы деформации и разрушения. Потребность в измерении сопротивляемости материалов разрушению (механические испытания, как правило, разрушающие) привела к появлению сериальных ударных испытаний, линейной и нелинейной механики разрушения. Понимание того, что трещина идет по самым слабым местам в структуре вызвало интерес к изучению изломов – фрактографии анализ (post mortem), in situ – к измерениям акустической эмиссии.

Повышение требований к качеству материалов неизбежно сопровождалось усложнением технологии их получения. Как следствие, даже для достаточно хорошо отлаженных технологий (с учетом их широкого поля допуска), стало возможным проявление разнообразных сценариев технологической наследственности, что неизбежно привело к многообразию геометрии структур (номинально однотипных) на выходе и неоднородности показателей качества продукции. С учетом массового характера однотипной продукции, получаемой из различных материалов, в первую очередь, металлов и сплавов, и уровня контроля процесса и продукта появился интерес к ретроспективному анализу результатов контроля (пассивный эксперимент) с целью управления качеством материалов. Однако достаточно скоро стало понятно, что «ручная» обработка экспериментальных результатов в материаловедении не позволит успешно решить все эти задачи. Необходимо было «поставить на поток» извлечение информации из трех её традиционных источников: изображения структур и изломов, механические, физические и химические свойства материалов, массивы данных заводского контроля качества технологии и продукции.

Компьютер и цифровые средства сбора и обработки информации позволили добиться прогресса в этом направлении. Так, если традиционно работа с изображениями структур и изломов предусматривала сравнение с эталонами (картинками), то сейчас - это возможность получения количественных оценок их строения. Однако в связи с этим неизбежно метрологическое обеспечение процедур измерения. Из описания микроскопических составляющих структур и морфологии изломов реален прогноз свойств неоднородной структуры и возможность конструирования оптимальных структур под заданные свойства. Последовательное накопление необходимой статистики результатов открывает возможность внесения в оценку структур и изломов количественных мер и разработки принципиально иной линейки соответствующих стандартов для оценки качества материалов

Тотальный контроль параметров длинной цепи технологических операций по всему производственному циклу (сквозной - от исходных материалов до конечного продукта) с последующим их всесторонним анализом с применением разнообразных процедур Big data может обеспечить возможность непрерывного управления качеством, на основе выдвигаемых содержательных и в принципе проверяемых гипотез о цепочке причин событий (и готовых пакетов программ). В целом, цифровизация измерений в материаловедении – перспектива для получения информации, необходимой для прогноза и синтеза полезных структур.

ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА: ПРОБЛЕМЫ И ВОЗМОЖНЫЕ РЕШЕНИЯ

М.И. Карпов

ИФТТ РАН, г. Черноголовка
karpov@issp.ac.ru

Аддитивные технологии в широком понимании как технологии, при которых целое формируется как сборка из элементов, находят все более широкое применение в изготовлении деталей и конструкций в современной технике. В последние годы термин «аддитивные технологии» в нашей стране применяется только по отношению к методам послойного формирования изделия путем лазерного, электронно-лучевого, плазменного плавления или шликерного литья. Однако в равной степени к аддитивным технологиям относятся также и методы порошковой металлургии. В настоящем докладе представлены результаты исследований, посвященных изучению возможности применения методов порошковой металлургии – газостатического прессования порошков или гранул для изготовления изделий из жаропрочных сплавов на основе молибдена и ниобия, для авиационной, космической промышленности, атомной энергетики. Высокие температуры плавления этих сплавов - 2000ºС и выше, делает затруднительным изготовление некоторых деталей из них методом литья из-за отсутствия материалов для изготовления тиглей. Это в первую очередь относится к эвтектическим сплавам на основе ниобия и молибдена. Для жаропрочных сплавов на основе молибдена не эвтектического типа с температурами плавления выше 2500ºС, слитки которых изготавливают бестигельными методами электронно-лучевой или вакуумной электродуговой плавки, проблемой является грубозернистая структура и, соответственно, их низкая технологическая пластичность. Кроме того проблемой является несоответствие формы и размеров слитков форме и размерам конечной продукции. В настоящем докладе представлен обзор результатов применения этих технологий на примере эвтектического сплава системы Nb-Si, Nb-C и малолегированного сплава системы Mo-Ta.

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИФТТ РАН и проекта РФФИ № 19-02-00434

МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Д.Л. Мерсон

ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет»
d.merson@tltsu.ru

Магниевые сплавы традиционно разделяют на литейные и деформируемые, однако целесообразно в качестве отдельного класса выделить магниевые сплавы медицинского назначения, в связи с особыми требованиями, которые к ним предъявляются, о чем будет сказано ниже.

В России ежегодно проводят более миллиона операций, связанных с установкой временных металлических конструкций (имплантатов), которые после завершения процесса остеосинтеза необходимо хирургическим путем удалять, что фактически повторно травмирует человека. Эта проблема принципиально может быть решена, если для изготовления имплантатов использовать материалы, способные после выполнения функциональных задач саморассасываться (резорбировать). Наиболее подходящими кандидатами в качестве таких материалов являются магниевые сплавы, которые максимально близки к костной ткани по плотности и модулю упругости и быстро деградируют в биологически активной среде. К материалам имплантатов предъявляют высокие свойства по статической и усталостной прочности (поскольку в большинстве случаев они призваны временно заменить элементы челюстно-лицевой или опорно-двигательной системы человека); по скорости резорбции (в идеале она должна совпадать со скоростью процесса остеосинтеза); по коррозионной усталости (т.к. имплантат в организме человека функционирует в условиях биологически активной среды); он должен быть полностью биосовместим с организмом человека (продукты его распада должны быть безопасны для организма и легко из него выводиться).

Для внедрения изделий из биорезорбируемых магниевых сплавов в хирургическую практику должны быть решены следующие проблемы и достигнуты следующие показатели:
1). Сплавы должны быть высокочистыми (не содержать вредных примесей и негативно влияющих на коррозию элементов), а в качестве легирующих компонентов можно использовать исключительно биосовместимые элементы;
2). Сплав должен обладать пределом текучести не ниже 200 МПа и относительным удлинением не ниже 10%;
3). Скорость общей коррозии (резорбции) в биологически активной среде не выше 1 мм/год, а локальная коррозия должна быть пространственно управляемой;
4). Усталостная прочность в биологически активной среде на базе 2 млн циклов не ниже 80 МПа;
5) Отсутствие электрохимического эффекта между магниевыми сплавами и сплавами на основе традиционных для имплантатов материалами;
6). Успешное проверка на биосовместимость in vitro и in vivo.
7). Успешные клинические испытания.

В данной работе рассматривается пример успешного достижения комплекса перечисленных выше высоких механических, функциональных и биомедицинских свойств магниевого сплава Mg-1Zn-0.15Ca за счет перевода его в ультрамелкозернистое состояние.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект 20-19-00585

РАЗРАБОТКА ЦИФРОВЫХ ДВОЙНИКОВ ИЗДЕЛИЙ И ТЕХНОЛОГИЙ АТОМНОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ НА БАЗЕ СВЯЗАННЫХ ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ.

В.В. Орлов, И.А. Иванов, В.С. Дуб, Д.А. Шурыгин, А.А. Сафронов, Л.В. Ронков, А.Н. Мальгинов, А.Н. Барболин, К.Л. Косырев

ГНЦ РФ АО «НПО «ЦНИИТМАШ», cniitmash@cniitmash.com

Металлургия машиностроения, то есть производство заготовок индивидуальных металлоизделий (изделий по чертежу) на заводах атомного, энергетического, тяжелого и других отраслей машиностроения, остается важнейшим фактором обеспечения технологической независимости нашей страны. Ведущее положение в современной экономике мелкосерийного, а иногда и индивидуального производства, достигается только при стабильно высоком качестве продукции, которое гарантирует заданный ресурс работы (60 и более лет) и, в то же время, экономической конкурентоспособности на рынке перспективных или опережающих продуктов.

Для традиционных производственных маршрутов эта задача может быть решена сочетанием оптимальных технических решений, в т.ч. «ноу-хау», и созданием сквозной цифровой технологии, которая способна обеспечить устойчивое качество, регулярность исполнения технологических регламентов и высокие экономические показатели.

Важным условием создания сквозной цифровой системы моделей различных технологических процессов является возможность трансляции оптимизированной информации от одного этапа на другой по технологической цепочке без потери корректности передачи данных между различными программными продуктами.

Важным аспектом создания цифровой системы управления качеством является возможность прогнозирования результатов сдаточных характеристик металла и управления ими на промежуточных технологических этапах для обеспечения гарантированного уровня свойств на финальных этапах производства.

Разработанные модели позволяют не только эффективно достигать «заданное состояние», гарантируя получение качественного изделия, но и способствуют улучшению экономических показателей производства в целом. Несмотря на то, что в настоящее время цифровизация – это парадигма безошибочности и рациональности, внедрения цифровых технологий недостаточно для доминирования на сегодняшнем рынке.

Сквозная цифровая технология позволяет не только управлять процессом переплава, но и прогнозировать характеристики структуры металла, обеспечивая устойчивое качество, регулярность исполнения и высокую экономичность производства.

Разработаны комплексные модели плавки в дуговой сталеплавильной печи и внепечной обработки, формирования химической и физической неоднородности слитка (традиционного кузнечного и последовательного наплавления – ЭШП), прогноза механических свойств.

Накоплен опыт разработки моделей различных вариантов термодеформационного передела.

Разработанные модели продемонстрировали достоверность расчетов, подтвержденных экспериментальными и промышленными результатами. Их применение в промышленности даст возможность не только эффективно получать качественный продукт, но и поможет улучшить технико-экономические показатели производства на каждом переделе.

Цифровые модели имеют большие перспективы развития и являются необходимым элементом как при разработке и проектировании оборудования, так и при создании и внедрении технологий производства ответственных изделий.

ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ В МЕТАЛЛУРГИИ

А.В. Макаров[1], Ю.С. Коробов[1], А.Б. Котельников[2], А.А. Вопнерук[2], Н.Н. Соболева[3]

[1]ИФМ УрО РАН, [2]ЗАО НПП «Машпром», [3]ИМАШ УрО РАН; av-mak@yandex.ru

Обосновано применение высокотемпературного (при 1000-1050°С) отжига для формирования в NiCrBSi лазерном покрытии термически стабильных при нагреве вплоть до 1000°С износостойких структур каркасного типа с крупными карбидами и боридами хрома [1, 2]. Стабилизирующий отжиг обеспечивает также рост износостойкости покрытия до трех раз при высокоскоростном (3,1-9,3 м/с) трении скольжения – в условиях сильного фрикционного нагрева [2, 3]. Установлена превалирующая роль упрочняющих фаз (по сравнению с ролью металлической матрицы) в сопротивлении абразивному изнашиванию NiCrBSi покрытий [4]. Научно обоснована наибольшая эффективность применения композиционных покрытий с крупными упрочняющими фазами (TiC и др.). Показаны важные преимущества лазерной наплавки при нанесении покрытий на медные сплавы [1, 5].

Область применения: С использованием предложенных научных подходов разработана технология производства стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок с износостойкими покрытиями на Ni основе [6, 7]. Испытания на крупнейших металлургических комбинатах России показали, что по надежности эти стенки превосходят зарубежные аналоги в 3…12 раз. Доля импортозависимости в применении слябовых кристаллизаторов с защитным покрытием на российских металлургических комбинатах снижена с уровня 97% в 2012 году до 65% по состоянию на конец 2019 года. С учетом постепенного замещения находящихся в эксплуатации кристаллизаторов ожидается, что доля импорта будет снижена до уровня 17 % к 2023 году. Эффективность применения превысила 10 млрд руб.

1. Makarov A.V., Korobov Yu.S., Soboleva N.N., Khudorozhkova Yu.V., Vopneruk A.A., Balu P., Barbosa M.M., Malygina I.Yu., Burov S.V., Stepchenkov A.K. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications // Letters-on-Materials. 2019. V. 9. No. 4. P. 470–474.

2. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Kharanzhevskiy E.V. Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating with high-temperature processing // Journal of Crystal Growth. 2019. V. 525. 125200.

3. Makarov A.V., Soboleva N.N., Gibzun M.S., Malygina I.Yu., Korobov Yu.S. Increasing the Resistance of a NiCrBSi Coating to Heat Wear by Means of Combined Laser Heat Treatment / // AIP Conference Proceedings. 2018. V. 2053. 030037. 5 p.

4. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu. Role of the strengthening phases in abrasive wear resistance of laser-cladNiCrBSi coatings // Journal of Friction and Wear. 2017. V. 38. Is. 4. P. 272–278.

5. Korobov Yu., Khudorozhkova Yu., Hillig H., Vopneruk A., Kotelnikov A., Burov S., Balu P., Makarov A., Chernov A. The effect of thickness on the properties of laser-deposited NiBSi-WC coating on a Cu-Cr-Zr substrate // Photonics. 2019. V. 6. Is. 4. 127. 10 p.

6. Физико-механические характеристики газо-термических покрытий стенок кристаллизатора машин непрерывного литья заготовок / А.В. Кушнарев, А.А. Киричков, А.А. Вопнерук, А.Б. Котельников, Ю.С. Коробов, А.В. Макаров, С.В. Филатов, И.Н. Шифрин // Сварка и диагностика. 2017. № 5. С. 50–53.

7. Котельников А.Б., Вопнерук А.А., Макаров А.В., Коробов Ю.С., Киричков А.А., Дагман А.И., Шифрин И.Н. Новые материалы и технологии существенного повышения износостойкости рабочей поверхности металлургического оборудования // Тяжелое машиностроение. 2018. № 9. С. 14–20.

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В.А. Хотинов

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, khotinov@yandex.ru

В последние несколько десятилетий эволюция технологий и производственного оборудования в разных отраслях промышленности привела к созданию новых функциональных материалов с гетерофазной структурой, имеющих уникальное сочетание физико-механических и эксплуатационных характеристик. В основе создания таких гетерофазных материалов лежит принцип композита, при котором уровень конструкционной прочности изделия проектируется заранее и реализуется в процессе его изготовления через подбор композиции материала, выбор режимов обработки и их жесткий контроль.

Принципы создания высокопрочных состояний научно обоснованы для широкого круга материалов, в том числе для конструкционных сталей. Хорошо изучены механизмы упрочнения (дислокационный, дисперсионный, зернограничный и др.) и их вклад в повышение предела текучести и температуры вязко-хрупкого перехода низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С. Совместный анализ структуры и механических свойств армко-железа и низко- и среднеуглеродистых сталей (09Г2С, 37Г2С и др.) в различных структурно-фазовых состояниях позволил оценить относительный вклад механизмов упрочнения в снижение ресурса пластичности металла ($\Delta\sigma_т/\Delta\delta$ – отношение прироста предела текучести к падению относительного удлинения), а также выделить те из них, которые обеспечивают высокую прочность при сохранении достаточного уровня пластических характеристик.

На практике при рассмотрении влияния на ресурс пластичности нескольких факторов необходимо выделить доминирующий, на фоне которого рационально использовать для упрочнения действие других, более слабых факторов. Такая оценка особенно необходима для высокопрочных сталей, когда принципиальным становится вопрос о дозированном распределении ресурса пластичности феррита между различными механизмами упрочнения.

Проведенные нами исследования показали, что в случае низкоуглеродистых сталей, когда доля феррита в структуре составляет более 70 %, основной вклад в сохранение высокого запаса пластичности ферритной основы стали вносит измельчение зерен ($d_ф$ = 3-4 мкм) и субзерен, а также дозированное количество карбидов и упрочняющих структурных составляющих. Такое структурно-фазовое состояние металла реализовано в сталях типа 05Г2Б класса прочности Х80, подвергнутых безрекристаллизационной контролируемой прокатке и последеформационному ускоренному охлаждению. Высокая чистота по неметаллическим включениям, мелкозернистая структура ферритной основы ($d_ф$ ~ 3-5 мкм, $q_ф$ ~ 70-80 %) с высокой протяженностью малоугловых границ, дозированное количество низкоуглеродистых продуктов сдвигового превращения (бейнита/мартенсита) участков привело к формированию в сталях Х80 высокого уровня прочностных и вязко-пластических свойств ($\sigma_{0,2}$ = 600-700 МПа, $\sigma_в$ = 650-700 МПа, δ = 23-25 %, $KCV^{-40} \geq 2{,}5$ МДж/м^2).

В среднеуглеродистых сталях с феррито-перлитной структурой, в которой доля феррита не превышает 20-30 %, роль агрегатного перлитного упрочнения в формировании комплекса механических свойств стали возрастает, однако повышение доли перлита существенно снижает резерв вязкости и пластичности. С этих позиций оптимальным структурно-фазовым состоянием для таких сталей является феррито-карбидная смесь, полученная при термоулучшении, когда высокая конструктивная прочность металла достигается при высоком отпуске за счет субзеренной структуры ферритной основы и равномерно распределенных в ней частиц вторых фаз.

Предложены новые методы оценки вязко-пластических свойств конструкционных сталей по результатам инструментированных испытаний на растяжение и ударный изгиб.

ПОВЫШЕНИЕ ОДНОРОДНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДАМИ ИПД

Д.Ю. Юзбекова, Ю.И. Борисова, А.А. Могучева
Белгородский государственный университет, Белгород, Россия
yuzbekova@bsu.edu.ru

В настоящее время актуальным является исследование явления неоднородной локализации пластической деформации, известного как эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ). Подавление эффекта ПЛШ является необходимым условием для применения материалов во многих промышленных отраслях и является важной научной задачей. Данная работа направлена на изучение влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) на проявление эффекта ПЛШ в AlMg и AlMgScZr сплавах, что позволит установить целесообразность использования ИПД как способа подавления эффекта ПЛШ.

Исследования проводились на «модельном» AlMg сплаве и AlMgScZr сплаве с улучшенными характеристиками. ИПД крупнозернистых (КЗ) сплавов привела к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) и субмикрокристаллической (СМК) структуры.

В КЗ состоянии оба исследуемых сплава проявляют стандартное поведение эффекта ПЛШ. Прерывистое течение типа A+B наблюдается при комнатной температуре и скорости деформации 10^{-3} $с^{-1}$. Зубчатости типа C и A проявляются при более низких и более высоких скоростях деформации, соответственно. Формирование УМЗ структуры приводит к расширению области существования эффекта ПЛШ для обоих исследуемых сплавов. Однако, если для AlMg сплава обычная последовательность эволюции типов прерывистого течения (C→B→A) не изменяется, то УМЗ AlMgScZr сплав показывает нестандартный характер. При условиях, соответствующих наименьшему значению критической деформации, AlMgScZr сплав демонстрирует неустойчивое пластическое течение типа B. Установлено, что AlMgScZr сплав показывает зубчатость типа A не только вблизи высокоскоростной / низкотемпературной границы эффекта ПЛШ, но и на противоположной границе. Тип A+B можно наблюдать вблизи высокотемпературной границы области ПЛШ, а зубчатость типа A наблюдается вблизи низкотемпературной границы. Сплавы с СМК структурой характеризуются гладкой формой кривых деформации.

Пространственно-временное поведение полос деформации исследуемых сплавов изучалось с использованием метода цифровой корреляции изображений. Согласно данным, полученным для AlMg сплава, применение ИПД приводит к увеличению уровня деформирующего напряжения и снижению способности материала к упрочнению, что приводит к более низким скоростям полосы, V, и более высоким значениям локальной скорости деформации внутри полосы деформации, $\dot{\varepsilon}_{loc}$. Так, наибольшая V и наименьшая $\dot{\varepsilon}_{loc}$ наблюдалась в КЗ сплаве, показывающем наибольшую пластичность. Установлено, что динамический механизм, состоящий в распространении полос деформации, был получен при 5×10^{-3} $с^{-1}$ для всех микроструктурных состоянии AlMg сплава, несмотря на подавление скачков прерывистого течения в сплаве с СМК структурой. Сплав AlMgScZr демонстрирует непрерывное и скачкообразное распространение деформационных полос в КЗ и УМЗ состояниях, соответственно, в согласии с деформационными кривыми при скорости деформации 10^{-3} $с^{-1}$, тогда как распространение полосы деформации наблюдалось при гладком пластическом течении в СМК состоянии, аналогично AlMg сплаву. Все установленные закономерности могут быть представлены в общей схеме, демонстрирующей эффективность релаксации внутренних напряжений на которую влияют как частицы, так и границы зерен.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение № 17-72-20239) с использованием оборудования ЦКП "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

СОЗДАНИЕ НОВОГО КЛАССА СТАЛЕЙ С МИКРОСТРУКТУРОЙ ФЕРРИТА И МА – СОСТАВЛЯЮЩЕЙ ДЛЯ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА С ПОВЫШЕННОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ СПОСОБНОСТЬЮ ДЛЯ УЧАСТКОВ ПЕРЕСЕЧЕНИЙ ГАЗОПРОВОДОМ ЗОН АКТИВНЫХ ТЕКТОНИЧЕСКИХ РАЗЛОМОВ

М. Ю. Матросов[1], А.А. Кичкина[1], А.М. Барыков[2], В.И. Ильинский[2], П.П. Степанов[2], А.Б. Арабей[3], М.Ю. Недзвецкий[3], В.К. Липин[4], П.А. Мишнев[5], М.С. Сахаров[5]
[1]ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», [2]АО «Выксунский металлургический завод», [3]ООО «Газпром-ВНИИГАЗ», [4]АО «Ижорский Трубный Завод», [5]АО «Северсталь Менеджмент» филиала «Российская Сталь» в г. Череповце
[1]pscenter@chermet.net, [2]vmz@vsw.ru, [3]vniigaz@vniigaz.gazprom.ru, [4]info@itz.severstal.com, [5]severstal@severstal.com

Создана инновационная концепция микроструктуры конструкционных сталей на основе ферритной матрицы и мартенсито-аустенитных вторичных фаз (МА-составляющей), обеспечивающая одновременно высокую прочность, повышенную пластичность и хладостойкость. Определены закономерности формирования структуры новых безцементитных сталей с М/А-составляющей, установлено, что при формировании в стали 3-6% М/А-составляющей и не менее 20-30% полигонального или квазиполигонального феррита с низкой плотностью дислокаций происходит одновременное повышение временного сопротивления, снижении предела текучести и повышении относительного и равномерного удлинения. Показана возможность формирования данной целевой структуры в условиях ступенчатого охлаждения и достаточно коротких интервалов квази-изотермических выдержек, без дополнительных термических воздействий. Создана и реализована в условиях массового производства разработанная стратегия ступенчатого охлаждения, позволяющая формировать заданную структуру и свойства в крупногабаритных листах. Технология впервые позволила стабильно получать металл со структурой, состоящей из различных типов феррита и островков (ДМ+А) и/или остаточного аустенита (~4%). При этом металл обладает повышенными пластическими свойствами (δ_5 выше на 2-4% (абс.), а равномерное удлинение в два раза выше) при более высоком уровне временного сопротивления ($\sigma_в$ выше на 25-40 Н/мм^2), чем стандартный металл К60, при ударной вязкости $KCV^{-60} \geq 300$ Дж/см^2 и стабильном обеспечении доли вязкой составляющей при ИПГ при минус 20°С. Созданные технологии и освоенное отечественными компаниями производство труб с уникальными свойствами позволили реализовать проект трубопровода «Сила Сибири» и дают возможность в реализовывать новые проекты в условиях зон активных тектонических разломов (АТР) и в сейсмической зоне (8-9 баллов). Созданные технологии применены при производстве проката для труб широкого применения, повысив их пластичность при сопоставимом уровне прочностных свойств.

ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕЙ КОБАЛЬТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

А.С. Мохова, М.Ю. Семенов
МГТУ им. Н.Э. Баумана, semenov.m.yu@bmstu.ru

Для таких ответственных высоконагруженных деталей, как валы и зубчатые колеса авиационных и перспективных автомобильных силовых установок, согласно [1], рекомендуется применять дисперсионно-твердеющие стали, обеспечивающие высокие прочностные свойства, а также передовые методы упрочнения, при которых раскрываются высокие потенциальные возможности материалов – химико-термическую обработку в средах низкого давления и в тлеющем разряде, гарантирующие отсутствие внешнего и внутреннего окисления, а также обезуглероживания поверхности.

Как показано в [2], проведение после цементации и упрочняющей термической обработки (закалка, кратный высокий отпуск, обработка холодом) низкотемпературной поверхностной обработки – ионного азотирования дисперсионно-твердеющей стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш, обеспечивает наряду с высокими контактной выносливостью цементованного слоя и статической прочностью (твердостью) сердцевины, повышение поверхностной твердости и, как следствие, износостойкости. Еще большие возможности объемного и поверхностного упрочнения открывает дисперсионно-твердеющая кобальтсодержащая сталь состава: 0,25 % C; 3,5 % Cr; 6,5 % Ni; 3 % Mo; 9 % Co; 0,5 % W; 0,23 % V; 0,1 % Nb, рекомендованная для цементумых зубчатых колес.

В настоящей работе исследовали возможность применения вместо ионного азотирования в качестве финишной низкотемпературной обработки вакуумного азотирования в атмосфере аммиака при температуре 540 °C в течение 15 ч, а также жидкостной карбонитрации в расплаве 20% KCO_3 + 80% KCNO при температуре 580 °C в течение 6 ч. После комбинированной химико-термической обработки существенно снизилась удельная интенсивность абразивного изнашивания по сравнению с цементацией ($4{,}59\times10^{-4}$ мм^3/(Н·м)): до $0{,}81\times10^{-4}$ мм^3/(Н·м) после цементации и вакуумного азотирования; до $0{,}79\times10^{-4}$ мм^3/(Н·м) после цементации и жидкостной карбонитрации, что даже несколько меньше удельной интенсивности абразивного изнашивания азотированных слоев, равной $0{,}92\times10^{-4}$ мм^3/(Н·м). Одновременно существенно снизился коэффициент трения скольжения: с 0,59 (после цементации) до 0,28 (после цементации и карбонитрации) и 0,27 (после цементации и азотирования). Вместе с тем, после карбонитрации произошло снижение твердости сердцевины (с 550 до 460 HV), что недопустимо. При финишном вакуумном азотировании заметного снижения твердости (и прочности) сердцевины не произошло.

Таким образом, несмотря на относительно большую длительность вакуумное азотирование технологически оправдано. Так, оно не требует дополнительного устройства генерации плазмы тлеющего разряда, необходимого при ионном азотировании. В этой связи финишное вакуумное азотирование представляется перспективным способом повышения износостойкости предварительно цементованных слоев на дисперсионно-твердеющих сталях, характеризующихся высокой контактной выносливостью и прочностью сердцевины.

Литература.

1. Otto F.J., Herring D.H. Vacuum carburizing of aerospace and automotive materials //Heat Treating Progress. – 2005. – Vol. 5. – No. 1. – P. 33-37.

2. Комбинированная химико-термическая обработка зубчатых колес из дисперсионно-твердеющей комплексно-легированной стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш для повышения твердости поверхности, износостойкости и контактной выносливости /А.Е. Смирнов, А.С. Мохова, М.Ю. Семенов, Л.И. Куксенова, Р.С. Фахуртдинов //Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2017. – № 4. – С. 95-100.

ПРИМЕНЕНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО АЗОТИРОВАНИЯ ПРИ ПРОВЕДЕНИИ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ ИЗ СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Г.С. Севальнёв, А.Е. Смирнов
МГТУ им. Н.Э. Баумана, smirnoff@bmstu.ru

Разработаны комбинированные режимы насыщения углеродом и азотом в атмосферах низкого давления сталей мартенситного класса, сочетающие предварительное азотирование с последующей цементацией и термообработкой [1]. Комбинированные режимы дают возможность достигать большей несущей способности высоконагруженных деталей машин, чем при проведении нитроцементации. Предварительное вакуумное азотирование перед нитроцементацией высокоуглеродистой подшипниковой стали дает возможность ускорить формирование слоя и обеспечить измельчение структурных составляющих.

В качестве материалов для исследований комбинированных режимов химико-термической обработки, состоящих из азотирования, вакуумной нитроцементации и упрочняющей термической обработки (ТО) использовали высокоуглеродистые коррозионностойкие стали мартенситного класса 95Х18 (0,95 % С; 18 % Cr) и 110Х18М (1,1 % С; 18 % Cr; 0,65 % Mo), применяющиеся для изготовления деталей прецизионных высоконагруженных подшипников качения. Исходное состояние сталей – термическое улучшение. Комбинированная обработка включала в себя предварительное вакуумное азотирование (540 °С, 8 и 24 ч) и вакуумную нитроцементацию (940 °С, 1-3 ч) в атмосфере ацетилена и аммиака. После вакуумной нитроцементации проводили закалку (940 °С) в потоке инертного газа, обработку холодом (-70 °С) и низкий отпуск (160 °С).

Сравнение результатов насыщения образцов после вакуумной цементации и упрочняющей ТО с образцами после комбинированной обработки показало следующее влияние дополнительного насыщения диффузионных слоев азотом.

Предварительное азотирование способствует увеличению объемной доли избыточной фазы; при этом сохраняется закономерное влияние времени нитроцементации на поверхностную концентрацию углерода и объемную долю избыточной фазы. При этом влияние времени насыщения на характеристики насыщенности диффузионного слоя при вакуумной цементации имеет близкий к параболическому характер. Характер зависимости изменяется при комбинированной обработке, как следствие насыщения диффузионного слоя азотом при предварительном азотировании; причем такое влияние более проявляется при небольшом времени (до 2 ч) последующей нитроцементации.

Предварительное азотирование обеспечивает рост протяженности диффузионного слоя после вакуумной нитроцементации по сравнению с вакуумной цементацией без азотирования примерно на 6-8 %. При этом, структура диффузионного слоя после комбинированной ХТО является более благоприятной, чем структура после вакуумной цементации. Предварительное азотирование приводит к получению дисперсных частиц карбонитридной фазы, предупреждая ее огрубление. На стадии предварительного азотирования при относительно низкой температуре 540 °С происходит зарождение большого количества наноразмерных частиц нитридов, часть которых в ходе последующей нитроцементации превращается в частицы карбонитридов.

Литература.

1. Применение комбинированных методов последовательного науглероживания и азотирования сталей мартенситного класса в атмосферах низкого давления /А.Е. Смирнов, М.Ю. Семенов, А.С. Мохова, Г.С. Севальнёв //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2020. – № 2(776). – С. 25-30.

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СПЛАВОВ МОЛИБДЕНА С ВАНАДИЕМ ПО ДАННЫМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ЯРКОСТИ ОТРАЖЕНИЯ ОТ ИХ ПОВЕРХНОСТИ ВИДИМОГО СВЕТА

В.А. Ермишкин, Н.А. Минина, В.В. Сдобырев, Н.А.Палий

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, minina1951@rambler.ru

В настоящее время эффект влияния легирующих элементов на физические свойства сплавов оценивается по данным изучения конкретных свойств на макроскопических образцах серии сплавов легированных соответствующими химическими элементами. Проведение таких исследований связано с выполнением обширной программы механических испытаний целой серии опытных сплавов, отличающихся концентрацией легирующих элементов, что требует немалых затрат времени и средств. В литературе уже давно известны попытки оценить эффекты влияния структурных составляющих сплавов посредством анализа их вкладов в элементарные механизмы упрочнения, формирующих механические характеристики в значения пределов текучести сплавов и, в частности, предела текучести. Эти попытки выразились в представление предела текучести исследуемых сплавов в виде суммы упрочняющих эффектов от отдельных задействованных механизмов упрочнения.

Экспериментальная часть работы была выполнена на модельных сплавах системы Mo-V с содержанием ванадия 2, 3 и 4%, полученных с помощью электродуговой плавки. Механические характеристики исследованных сплавов были получены при испытаниях на универсальной испытательной машине Инстрон-3382 в условиях сжатия со скоростью 1 мм/мин.

Данные об относительных долях поверхности, приходящихся на различные структурные составляющие материала, определяли по данным фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ). ФАСИ представляет собой программно - аналитическую систему, построенную на принципе сравнения по дифференциальной схеме выделенного фрагмента поверхности эталонного образца и равноразмерного фрагмента поверхности исследуемого образца. В качестве эталона был принят образец чистого молибдены так же подвергнутого испытаниям на сжатие. Спектр яркости отражения от поверхности материала формируется в результате отражения фотонов видимого света на электронах. Любые химические (атомы легирующих и примесных элементов и их скопления, выделения фазовых составляющих) или физические (дефекты кристаллической решетки, границы зерен и субзерен) неоднородности материалов меняют плотность электронных состояний. По существу ФАСИ является анализатором условий отражения видимого света на поверхности исследуемых объектов. С его помощью определяли количество структурных составляющих сплавов.

На основе композиционного подхода разработан метод определения парциальных механических характеристик структурных составляющих сплавов системы Mo-V. Ранее композиционный подход получил подтверждение на сплавах системы Mo-Re и алюминиевом сплаве В95. Разработанный метод может быть применен для оценки парциальных механических характеристик структурных составляющих многокомпонентных сплавов и открывает возможность измерения локальных напряжений по данным измерений интенсивности отражения видимого света с помощью ФАСИ.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И НАГРЕВА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Cu-7%Cr

Н.С. Мартыненко[1,2], П.Б. Страумал[1], Н.Р. Бочвар[1], Г.И. Рааб[3], С.В. Добаткин[1,2], Д.А. Аксенов[3]

[1]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*
[2]*НИТУ «МИСиС», Кафедра металловедения и физики прочности, Москва*
[3]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
nataliasmartynenko@gmail.com

Медные сплавы, легированные хромом, широко используются в электротехнической промышленности благодаря их хорошей электрической проводимости. Однако из-за повышенных циклических нагрузок, появляющихся в процессе эксплуатации, возникает потребность в их упрочнении. С этой точки зрения многообещающей является интенсивная пластическая деформация (ИПД), которая позволяет повысить не только прочность материалов, но также их эксплуатационные свойства. В этой связи в настоящей работе было проведено исследование по влиянию ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) на структуру, механические свойства, поведение при старении и электропроводность сплава Cu-7%Cr, предназначенного для использования в электротехнике. При этом в исходном состоянии сплав Cu-7%Cr был отожжен при 1000 ºС в течение 2 часов и закален в воду. 6 проходов РКУП проводилось при комнатной температуре по маршруту Вс.

Исследования структуры сплава после деформации показали, что средний размер зерна после РКУП уменьшается с ~30 мкм до ~250 нм. При этом существенное измельчение зерна сопровождается ростом прочности сплава и уменьшением его пластичности. Электропроводность сплава, рассчитанная в процентном отношении к значению проводимости отожженной меди (%IACS), после РКУП не изменилась (Таблица 1).

Таблица 1. Механические свойства и электропроводность сплава Cu-7%Cr до и после РКУП и последующего старения

Состояние сплава	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	% IACS
Закалка (1000 ºС, 2 часа)	140 ± 13	288 ± 6	48,0 ± 4,3	39,7 ± 0,7
РКУП	465 ± 13	480 ± 6	14,8 ± 1,3	40,4 ± 0,7
Закалка + старение 500 ºС, 2 часа	356 ± 12	430 ± 27	21,2 ± 4,9	76,6 ± 1,6
РКУП + старение 425 ºС, 2 часа	435 ± 18	472 ± 12	18,1 ± 3,6	81,0 ± 1,7

Последующий нагрев приводит к распаду пересыщенного твердого раствора путем выделения хромовых частиц и росту прочности отожженного сплава, однако не приводит к росту прочности сплава после РКУП. При этом для исследования влияния отжига на поведение сплава были построены кривые зависимости микротвердости и удельного электросопротивления от температуры и времени нагрева. Было установлено, что РКУП, приводящее к увеличению плотности дефектов кристаллической решетки, которые играют роль центров зарождения частиц, интенсифицирует процесс старения, сдвигая его в область меньших температур. Положительным эффектом нагрева, приводящего к распаду пересыщенного твердого раствора, также является увеличение электропроводности сплава (закаленного и деформированного) практически в два раза (Таблица 1). Наилучшее сочетание прочности и электропроводности было получено для сплава после РКУП и последующего старения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 13П.

ОСОБЕННОСТИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В ИСПЫТАНИЯХ НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ

В.В. Судьин, М.М. Кантор, К.А. Солнцев
ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова vsudyin@imet.ac.ru, mkantor@imet.ac.ru

Энергию разрушения, измеряемую в испытаниях на ударный изгиб обычно разделяют на составляющие упругой деформации, роста начальной вязкой трещины, макропластической деформации образца, энергию образования скола и энергию вязкого долома образца. При разрушении материала в критическом интервале температур хладноломкости после хрупкого скола часто наблюдается область вязкого разрушения. Для некоторых образцов сварных соединений такая область может иметь значительный размер. В случае, когда на ранних стадиях разрушение образца происходит образование хрупкого скола, за которым следует вязкий долом образца, полученное значение ударной вязкости и доли вязкого излома может неверно отражать уровень надежности материала. Например, если регламентировано значение работы разрушения образца с V-образным надрезом в 40 Дж, образец может показывать значение работы разрушения выше нормативного, за счёт высокой энергии вязкого долома при образовании хрупкого скола на ранней стадии деформации. При этом, возможно возникновение ситуации в которой энергия затраченная до образования хрупкого скола существенно ниже 40 Дж. Вероятность возникновения такого исхода может различаться для металла с различной микроструктурой.

В связи с вышеизложенным, целью данной работы было установление возможности раннего образования хрупкого излома при проведении испытаний на ударный изгиб металла с различными микроструктурами, установление частоты возникновения этого явления и разработка методов контроля такого типа разрушения.

Сварные соединения, выполненные шестью различными методами, наряду с несколькими видами низколегированной малоуглеродистой стали были испытаны на ударный изгиб с записью динамических кривых разрушения (всего – 813 образцов). Было проведено количественное фрактографическое исследование разрушенных образцов с точным обведением участков вязкого и хрупкого изломов и микрофрактографическое исследование с использованием сканирующей электронной микроскопии. Путём анализа динамических кривых разрушения и анализа изображений изломов было установлено соотношение между энергией разрушения до образования хрупкого скола и полной энергией разрушения. Также, установлена зависимость между прогибом образца при испытании и глубиной развившейся вязкой трещины.

В ходе исследования установлено, что в критическом интервале температур хладноломкости разрушение, при котором общая работа значительно превышает нормативные значения, но энергия затраченная до образования хрупкого скола ниже нормативов реализуются в сварных соединениях разных типов с вероятностью от 2 до 25%. Для основного металла и металла околошовной зоны сварных соединений такой тип разрушения не характерен.

Зависимость глубины распространения вязкой трещины от прогиба образца в процессе испытания для металла сварных соединений, выполненных различными способами совпадает. Аналогичная зависимость для основного металла имеет сходный вид, но отличается от зависимости для сварных соединений. Данная зависимость может быть использована для оценки доли энергии, затраченной на разрушение до образования скола по виду излома. При этом показано, что замена измерения глубины вязкой трещины на измерение доли вязкого излома невозможна, поскольку эти величины коррелирую только для металла, имеющего малую энергию разрушения после образования хрупкого скола.

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ 07Г2МФБ И Ст.20 ЗА СЧЕТ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ В ХОДЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

В.А. Лунев[1,2], О.В. Рыбальченко[1,2], А.А. Токарь[1,2], А.С. Долженко[3], М.М. Морозов[1], В.С. Юсупов[1], С.В. Добаткин[1,2]

[1]*Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

[2] *НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*

[3] *Белгородский государственный университет, Белгород, Россия*

v.lunev.mail@gmail.com

Известно, что методы интенсивной пластической деформации приводят к значительному повышению прочностных и эксплуатационных свойств низкоуглеродистых сталей за счет значительного измельчения структуры стали. Однако эти методы трудно реализуемы в условиях промышленного производства. Одной из широко используемых в промышленности схем деформации, является ротационная ковка (РК). Метод, используемый для придания формы деталям с минимальной последующей обработкой или без нее, уже был апробирован для измельчения микроструктуры многих сплавов.

Целью настоящего исследования являлось выявление возможности получения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в низкоуглеродистых сталях Ст.20 и 07Г2МФБ методом РК, выявление микроструктурных различий в сталях полученных методами РК и равноканального углового пресования (РКУП) и определение влияние УМЗ структуры этих сталей на их механические и эксплуатационные характеристики, такие как усталостная прочность.

В исследовании, в качестве исходного состояния использовано исходно улучшенное состояние этих сталей, т.е. состояние после закалки и последующего высокого отпуска. Такая термическая обработка должна обеспечить равномерное распределение карбидов после закалки и уменьшить деформирующие усилия благодаря высокому отпуску.

После РК и РКУП была получена УМЗ структура с размером структурных элементов 210 - 375 нм. Было показано, что увеличение степени деформации и снижение конечной температуры РК повышают прочностные свойства и снижают пластичность этих сталей. Понижение температуры заключительного этапа деформации до 300 °С приводит к максимальному упрочнению, но если в стали 07Г2МФБ предел прочности достигает 978 МПа, то в стали Ст.20 предел прочности -1200 МПа. После РКУП при 400 °С прочность выше в стали 07Г2МФБ, а после РК с окончанием обработки при температурах 400°С и 300°С прочность выше в стали Ст.20, что может быть связано с особенностями фазового состава из-за различия в температурах улучшения (закалки и отпуска). РКУП и РК приводит к повышению усталостной прочности в низкоуглеродистых сталях Ст.20 и 07Г2МФБ. Усталостная прочность сталей Ст.20 и 07Г2МФБ после РК выше, чем после РКУП и после обоих методов деформации усталостная прочность стали 07Г2МФБ выше, чем в стали 20.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-08-00321.

ВЛИЯНИЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБОМ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ, ТЕКСТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛОСЫ ИЗ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОЙ МЕДИ

С.О. Рогачев[1], В.А. Андреев[2,3], М.М. Перкас[2], В.С. Юсупов[2], А.Е. Шелест[2], В.М. Хаткевич[1,4], М.Г. Исаенкова[5], Я.А. Бабич[5]

[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия (csaap@mail.ru)
[2]ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия
[3]ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», г. Москва, Россия
[4]ООО «ТМК НТЦ», г. Москва, Россия
[5]НИЯУ МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: csaap@mail.ru

Упругопластическая знакопеременная деформация, в частности изгиб плоского проката, широко применяется в промышленных процессах, таких, как правка листа, формовка труб, и существенно влияет на механические свойства конечного продукта, но остается за пределами пристального внимания исследователей. Например, условный предел текучести ряда металлических материалов после такого воздействия повышался в несколько раз по сравнению с исходным, однако природа такого явления до сих пор была не вполне ясна. В данной работе были выявлены структурные факторы, влияющие на изменение механических свойств полосы из технически чистой меди М1 при знакопеременной упругопластической деформации (изгибе).

Медные полосы номинальных размеров (толщиной и шириной 3,0 и 20,0 мм соответственно) после смягчающей термообработки (700 ºС, выдержка 10 мин, охлаждение в воде – исходное состояние) подвергали знакопеременному упругопластическому изгибу за один проход на прецизионной роликоправильной машине ARKU 25/21 (модель EcoMaster25) с рабочими роликами диаметром 25 мм при расстоянии между осями 28 мм.

Микротвердость в поперечном сечении образцов измеряли методом Виккерса с помощью прибора Micromet 5101 (Buehler). ПЭМ-исследования микроструктуры образцов в продольном сечении проводили на микроскопе JEM-2100 (JEOL). Механические свойства определяли при испытании миниатюрных разрывных образцов (рабочая длина 5,0 мм и сечение рабочей части 1,5×0,4 мм) на машине INSTRON 5966 со скоростью растяжения 0,5 мм/мин. Разрывные образцы вырезали электроэрозионным методом из полосы после знакопеременного изгиба из средней (по толщине) части полосы и вблизи ее поверхности. Текстурный анализ образцов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3, оснащенном автоматизированной текстурной приставкой, с использованием фильтрованного Kα-излучения Cr. Методом наклона образцов «на отражение» регистрировались неполные прямые полюсные фигуры (ППФ) {111}, {100}, {110}, по которым рассчитывалась функция распределения ориентации (ФРО) и восстанавливались полные ППФ.

Согласно полученным результатам, знакопеременный изгиб полосы технически чистой меди в толщине 3 мм приводит к повышению значений микротвердости и появлению градиента их распределения по толщине полосы: минимальные значения – в средней (по толщине) части полосы – 66–74 HV, максимальные – вблизи ее поверхностей – 84–94 HV (микротвердость меди исходного состояния – 55–61 HV). Установлено, что после первого прохода условный предел текучести медной полосы повышается в 1,5 раза за счет упрочнения поверхностных слоев при сохранении высокого значения относительного удлинения. В результате знакопеременного изгиба в поверхностных слоях медной полосы повышается плотность дислокаций и формируется ячеистая структура, обусловливающая существенное повышение предела текучести, а рассеяние кристаллографической текстуры обеспечивает высокую пластичность.

Работа выполнена по государственному заданию ИМЕТ РАН № 075-00328-21-00.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ РКУП НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПФ МАРКИ ТН-1

Р.Д. Карелин[1,2*], И.Ю. Хмелевская[1], В.С. Комаров[1,2], В.А. Андреев[2], М.М. Перкас[2], В.С. Юсупов[2], С.Д. Прокошкин[1]

[1] НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
[2]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
**rdkarelin@gmail.com*

Применение равноканального углового прессования (РКУП) в цикле термомеханической обработки сплавов с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Ni приводит к интенсивному измельчению структуры и соответствующему улучшению механических и функциональных свойств. С помощью применения РКУП в классическом режиме (с отжигами и дополнительными подогревами заготовки между проходами) в СПФ Ti-Ni удавалось сформировать только субмикрокристаллическую структуру, не обеспечивающую достижение максимальных значений функциональных характеристик. Ранее было показано, что РКУП в квазинепрерывном режиме (без пауз и дополнительных подогревов заготовки между проходами) позволяет добиться дополнительного измельчения структуры, по сравнению с РКУП в классическом режиме, и приводит к дополнительному измельчению структуры и повышению комплекса свойств.

В данной работе было проведено исследование влияния температуры деформации и угла пресечения каналов матрицы при проведении квазинепрерывного РКУП на формирование структуры и свойств в СПФ марки ТН-1. Температуру деформации изменяли в пределах от 350 до 450 °С. Угол пересечения каналов матрицы составлял 110 и 120 градусов. Количество проходов по разным режимам варьировалось от 2 до 7. Структурные исследования полученных образцов проводили с использованием методов рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Температурный интервал мартенситных превращений изучали с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии. Механические свойства определяли методом одноосного растяжения и твердости по Виккерсу, максимальную полностью обратимую деформацию и температурный интервал восстановления формы – термомеханическим методом, при деформации изгибом.

В результате анализа полученных в работе результатов была определена оптимальная температура проведения РКУП в квазинепрерывном режиме: при угле пересечения каналов $\varphi = 120°$ – 400 °С, при $\varphi = 110°$ – 450 °С. Проведение квазинепрерывного РКУП при температуре выше 450 ºС приводит к значительному динамическому разупрочнению заготовки, которое не позволяет сформировать зеренно-субзеренную структуру требуемой дисперсности. Проведение РКУП при температуре ниже 400 °С приводит к преждевременному разрушению заготовки на этапе, который не обеспечивает достижения уровня свойств, полученного в результате РКУП при более высокой температуре. Уменьшение угла пересечения каналов со 120° до 110° и соответствующее этому увеличение истинной накопленной деформации за проход приводит к изменению фазового состава, выражающемуся в увеличении количества промежуточной R-фазы и обеспечивающему аномально высокую пластичность при испытании на растяжение в результате смещения в область комнатной температуры предмартенситного состояния («размягчения» кристаллической решетки) сплава. Для формирования смешанной зеренной/субзёренной структуры с размером структурных элементов в наноструктурном диапазоне число проходов при квазинепрерывном РКУП должно быть не менее 5.

ФОРМИРОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ФАЗОВОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЕ ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ AISI 304/NiCrSiB

М.А. Пенязь[1], Й.Л. Отто[2], А.А. Иванников[1], А. Шмидт-Калеборн[2], М. Князева[2], А.Н. Сучков[1], Б.А. Калин[1], Ф. Вальтер[2]

[1]*Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия*

[2]*ТУ Университет Дортмунда, Дортмунд, Германия*

E-mail: ***MAPenyaz@mephi.ru***

Благодаря высокой коррозионной стойкости в сочетании с хорошими механическими свойствами, даже при высоких рабочих температурах, стальные соединения, полученные с помощью высокотемпературной вакуумной пайки никелевыми припоями, подходят для использования в сложнонапряженных конструкциях: теплообменники выхлопных газов для автомобилей или компоненты турбин для самолетов, где применение сварки невозможно. В зависимости от элементного состава присадочного никелевого сплава и параметров процесса пайки могут образовываться хрупкие фазы, влияющие на механические характеристики соединения, так как локальные фазовые неоднородности в зоне соединения зачастую являются местом появления дефектов и образования трещин.

С помощью энергодисперсионной спектроскопии (EDS) и дифракции отраженных электронов (EBSD) исследованы паяные соединения из коррозионностойкой аустенитной стали Х18Н9, полученные с помощью быстрозакаленной фольги состава Ni-20Cr-7,5Si-4Mo-4Fe-1,5B мас.% по двум временным режимам пайки: 1160 ° С, 15 мин и 40 мин.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Немецким исследовательским фондом (DFG) в рамках научных проектов № 19-52-12030 и № 408904168.

THE FORMATION OF LOCAL PHASE INHOMOGENEITY IN THE DIFFUSION ZONE OF BRAZED AISI 304/ NiCrSiB JOINTS

M. Penyaz[1], J. L. Otto[2], A. Ivannikov[1], A. Schmiedt-Kalenborn[2], M. Knyazeva[2], A. Suchkov[1], B. Kalin[1], F. Walther[2]

[1]*National Research Nuclear University "MEPHI", Moscow, Russia*

[2]*TU Dortmund University, Department of Materials Test Engineering, Dortmund, Germany*

E-mail: ***MAPenyaz@mephi.ru***

Due to their high corrosion resistance combined with good mechanical properties, even at high operating temperatures, steel joints, obtained by vacuum brazing with nickel-based filler metals, are suitable for use under superimposed loadings. Therefore, they are used in various applications such as exhaust gas heat exchangers for automobiles or turbine components for aircraft where welding would not be possible for joining. But depending on the chemical composition of the filler metal and the brazing process parameters, brittle phases can be formed which influence on mechanical properties, since local phase inhomogeneities in the joint zone are often the place of defect occurrence and the crack formation.

Using energy dispersive spectroscopy (EDS) and electron backscatter diffraction (EBSD) brazed corrosion-resistant austenitic steel AISI 304 joints, obtained by ultrafast solidificated foil Ni-20Cr-7,5Si-4Mo-4Fe-1,5B wt.% according two braze mode 1160 ° C, 15 min and 40 min, were investigated.

Acknowledgment: The reported study was funded by the Russian Foundation for Basic Research (RFBR) according to the research project № 19-52-12030 and German Research Foundation (Deutsche Forschungsgemeinschaft, DFG) according to the research project № 408904168.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ КАПИЛЛЯРНЫХ ТРУБ ИЗ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ

В.В. Каширцев[1], Е.А. Дудочкина[1], М.В. Егоров[2], А.В. Митрошенков[2]

[1]*АО «Композит», mmt@kompozit.mv.ru*

[2]*ПАО «МСЗ», zymsz@elemash.ru*

Бесшовные капиллярные трубы малых размеров являются одним из элементов, используемых при изготовлении двигателей РКТ. Одной из рабочих характеристик труб при заданных геометрических параметрах является электрическое сопротивление.

Данный вид продукции изготавливается из хромоникелевой стали аустенитного класса методом прокатки и последующего безоправочного волочения, в процессе которого труба подвергается холодной пластической деформации, вследствие чего в металле появляются внутренние напряжения [1, 2]. Накопление внутренних напряжений оказывает отрицательное влияние на электрическое сопротивление. Анализ литературных данных показал, что внутренние напряжения можно снять правильно подобранным режимом термической обработки [3, 4]. В связи с этим были проведены исследования по влиянию термической обработки на электрическое сопротивление капиллярных труб различных типоразмеров.

Термическая обработка (отжиг) проводилась в вакуумной печи СНВЛ 1.3.1/20МО1 при вакууме не более $5 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст. и температуре (970 ± 10) °С. Время термической обработки составило 10, 15, 20, 25 и 30 мин, нагрев и охлаждение вместе с печью. Электросопротивление измерялось по четырехпроводной схеме на длине (75 ± 2) мм на микроомметре MMR-620 фирмы Sonel.

Результаты исследований показали, что все трубы подчиняются единой зависимости электрического сопротивления от поперечного сечения трубы: электросопротивление обратно пропорционально площади поперечного сечения. Также электрическое сопротивление проявляет линейную зависимость от степени деформации: чем выше степень деформации трубы (соотношение разницы площадей поперечного сечения до и после волочения к исходной площади поперечного сечения), тем выше электрическое сопротивление.

Время термической обработки не оказывает значительного влияния на электрическое сопротивление. Оптимальное время отжига составляет 15 минут: при большей выдержке электрическое сопротивление не изменяется. По-видимому, в течение первых 15 мин происходит полная релаксация накопленных в металле напряжений.

Таким образом, термическая обработка (отжиг) позволяет уменьшить величину электрического сопротивления, компенсируя накопленные в металле во время пластической деформации напряжения без изменений геометрических размеров.

Литература:

1. Орлов Г.А. Холодная прокатка и волочение труб. Учебное пособие. Екатеринбург: УрФУ, 2011. 188 с.

2. Буркин С.П., Логинов Ю.Н., Тропотов А.В. и др. Анализ способов определения и устранения остаточных напряжений в трубных заготовках // Достижения в теории и практике трубного производства. Материалы 1-й Российской конференции по трубному производству. – 2004. – С 87 – 97.

3. Железков О.С., Малаканов С.А., Ширяев О.П. Изменение сопротивления деформации холоднодеформированной стали марки 12Х18Н10Т при термообработке // Обработка сплошных и слоистых материалов. – № 2 (43). – 2015. – С 22 – 24.

4. Тусупжанов А.Е., Ерболатулы Д., Квеглис Л.И. Структурно-фазовые состояния и напряжение течения при пластической деформации стали 12Х18Н10Т // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технология. – Т. 12, № 4. – 2019. – 439 – 448.

ПРИМЕНЕНИЕ АККУМУЛИРУЮЩЕЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ДЛЯ ДЕФОРМАЦИИ ТВЕРДЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ОМС

Д.В. Гундеров[1,2*], Вас.Вл. Астанин[2], И.А. Рамазанов[2]

[1]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа
[2]Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, г. Уфа

Как показывают исследования [1-3], при интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) твердых металлических материалов, в частности, объемных металлических стекол (ОМС), реально достигаемая деформация γ значительно меньше, чем ожидаемая, предсказываемая формулой $\gamma = 2\pi nR/h$ [4]. Такое несоответствие можно объяснить эффектом «проскальзывания» бойков по поверхности образца при ИПДК. Авторами предложен новый метод — аккумулирующая интенсивная пластическая деформация кручением (АК-ИПДК), которые позволяет достигнуть высоких степеней деформации даже на таких материалах, как ОМС. При АК-ИПДК дисковый образец подвергается нескольким циклам деформации по схеме: «ИПДК n = 1 оборот наковален $\rightarrow$ ломка образца на части $\rightarrow$ осадка сложенных в стопку частей на бойках и последующее ИПДК с n = 1», либо с другим числом оборотов наковален. Такие циклы могут повторятся несколько раз. В результате материал получает значительную суммарную деформацию осадкой и кручением, поскольку в процессе осадки образец заведомо получает значительную степень деформации. На последнем этапе сегменты уложенные в стопку, подвергаются ИПДК с большим количеством оборотов ($n \geq 3$) за счет чего происходит консолидация образца в монолитный диск, как это наблюдается при ИПДК-консолидации аморфных лент и порошков [5,6]. В докладе представлены первые результаты действия аккумулирующей ИПДК» на ОМС на основе Zr и на сталь 10. Полученные данные однозначно свидетельствуют, что структура ОМС в результаты действия АК-ИПДК трансформируется значительно сильнее (наблюдается больший сдвиг и прирост уширения аморфного гало на рентгенограмме), чем при обычном ИПДК с аналогичным числом оборотов (n = 5). Отметим, что микротвердость исходного ОМС довольно высока (HV > 5000 MPa), что затрудняет деформацию и вызывает проскальзывание образцов при обычном ИПДК, но прочность бойков заведомо больше предела текучести деформируемого материала, и многократная деформация осадкой при аккумулирующей ИПДК позволяет достичь высокой суммарной степени деформации γ. Структура стали 10 также заметно более сильно измельчается при АК-ИПДК, чем при традиционной ИПДК.

[1] Z. Kovács, E. Schafler, P. Szommer, Á. Révész, J. Alloys Compd. 593 (2014) 207–212.
[2] W. Dmowski, Y. Yokoyama, A. Chuang, Y. Ren, M. Umemoto, K. Tsuchiya, A. Inoue, T. Egami, Acta Mater. 58 (2010) 429–438.
[3] D.V. Gunderov, A.A. Churakova, E.V. Boltynjuk, E.V. Ubyivovk, V.V. Astanin, R.N. Asfandiyarov, R.Z. Valiev, W. Xioang, J.T. Wang, J. Alloys Compd. 800 (2019) 58–63.
[4] R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, Bulk Nanostructured Materials, John Wiley & Sons, Inc, Hoboken, NJ, 2013.
[5] D. Gunderov, E. Boltynjuk, E. Ubyivovk, A. Churakova, A. Kilmametov, R. Valiev, Adv. Eng. Mater. (2019) 1900694.
[6] A.M. Glezer, R. V. Sundeev, A. V. Shalimova, Dokl. Phys. 56 (2011) 476–478.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ СТРУКТУР НА ДОСТОВЕРНОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ИЗМЕРЕНИЯ ГЕОМЕТРИИ ИХ СТРОЕНИЯ

Д.Ф. Кодиров, В.Ю. Пережогин, Э.А. Соколовская, А.В. Кудря
НИТУ «МИСиС», г. Москва, РФ, xartman1993@mail.ru

Вариация размеров однотипных элементов структуры, различия их формы, особенности размещения в объеме материала, все это в целом определяет разнообразие механизмов протекания процессов деформации и разрушения и, как следствие, приводит к разбросу прочности, пластичности и вязкости. Неоднородность морфологии структур, как в масштабах одного изделия, так и от изделия к изделию, может возникнуть даже при хорошо отлаженной технологии производства в связи с разнообразием сценариев проявления технологической наследственности в рамках широкого поля допуска технологии. В работе показано, что последствием такой неоднородности является разнообразие видов распределения значений параметров структурных составляющих и значительный диапазон колебаний значений коэффициентов асимметрии и эксцесса. Это означает, что строение структур имеет различную статистическую природу, что необходимо учитывать при их количественной оценке. Отсюда могут возникнуть трудности при использовании эталонных шкал ГОСТ при ранжировке структур металла. В этой связи необходимо оценить масштабы неоднородности структур, их статистических характеристик, что важно для адекватного описания закономерностей разрушения разнородных структур, корректного использования существующих программных решений, направленных на автоматизацию измерений структур в рамках требований соответствующих стандартов.

Очевидно, что в связи с этим представляет интерес оценка статистики геометрии элементов изображения структур, используемых в качестве эталонных нормативных документов (в рамках данной работы анализировали ряд шкал ГОСТ 5639, 3443, 5640 и 1778). Для количественной оценки изображений применялись разработанные цифровые процедуры, которые включали в себя предварительную обработку изображений, бинаризацию (мультиризацию), алгоритм которой выбирался в зависимости от типа структуры [1] и непосредственно измерение геометрии их строения (по принципу четырехсвязности). Для изображений зерен и графитовых включений измеряли их площади, полосчатости в микроструктуре – ширину полос перлита, шаг полос, площадь перлитных фрагментов, размер зерна феррита. Их измеряли методом параллельных секущих, проведенных с равным шагом в зависимости от количества структурных элементов. Особенности размещения однотипных элементов оценивали на основе статистики полиэдров Вороного, определяя их площади и расстояния между центрами смежных полиэдров.

В работе показано, что при эмпирическом подборе структур, соответствующем тому или иному номеру шкалы, скорее всего соблюдался единый подход. Выявленная линейная зависимость между суммарной площадью и периметром от балла к баллу, говорит о признаке подобия геометрии включений на изображениях. Для оценки статистики распределения значений параметров структуры и их размещения в поле зрения эталонов оценивали величины коэффициентов асимметрии и эксцесса. В обоих случаях наблюдался широкий разброс значений, это говорит о различии статистической природы изображений, отвечающих отдельным номерам шкалы и неравномерности размещения в пределах одного балла.

В целом полученные результаты показывают необходимость учета статистической природы при сопоставлении эталонных шкал с изображениями реальных структур и при моделировании строения структур, в частности, при разработке программных продуктов для количественного измерения структур в материаловедении.

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ 3D ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ С ОЦК СТРУКТУРОЙ, УПРОЧНЕННЫЕ ЧАСТИЦАМИ B2/$L2_1$ ФАЗ

Н.Д. Степанов, Д.Г. Шайсултанов, С.В. Жеребцов

Белгородский государственный национальный исследовательский университет
stepanov@bsu.edu.ru, shaysultanov@bsu.edu.ru, zherebtsov@bsu.edu.ru

Так называемые высокоэнтропийные сплавы (ВЭСы) привлекают внимание исследователей со всего мира во многом из-за своих привлекательных механических свойств. Первоначальные исследования в этой области были сфокусированы на получении сплавов с однофазной структурой разупорядоченного твердого раствора замещения. Однако, последующие исследования показали, что лучшего комплекса механических свойств, в частности сочетания прочности и пластичности при комнатной температуре и хорошей прочности при повышенных температурах, можно достичь за счет дисперсионного упрочнения. Значительные успехи были достигнуты в разработке дисперсионно-упрочненных ВЭСов со структурой на основе гранецентрированного кубического (ГЦК) твердого раствора. В тоже время, возможности дисперсионного упрочнения сплавов с объемно-центрированной (ОЦК) структурой, например на основе 3d переходных элементов, остаются слабо изученными.

В данной работе показано, что добавка Al к неэквиатомным сплавам системы Fe-Mn-Cr-Ni с повышенным содержанием Fe приводит к (i) постепенному переходу от структуры на основе ГЦК твердого раствора к ОЦК структуре (ii) выделению дисперсных частиц фазы типа B2. В результате, в сплавах с содержанием Al 10 ат.% и более формируется двухфазная структура из ОЦК матрицы с наноразмерными выделениями B2 фазы. Показано, что увеличение содержания алюминия повышает стабильность такой структуры. Установлено, что добавка титана в подобные сплавы приводит к выделению частиц $L2_1$ фазы вместо B2 в ОЦК матрице. Анализ фазовых диаграмм, построенных при помощи программного продукта ThermoCalc, показал, что вычисления позволяют предсказывать с удовлетворительной точностью переход от ГЦК к ОЦК структуре и выделение B2 фазы, но не формирование $L2_1$ частиц. Полученные результаты свидетельствуют, что ОЦК ВЭСы системы Fe-(Mn, Co)-Cr-Ni-Al-(Ti), упрочненные частицами B2/$L2_1$ фаз могут сохранять высокую прочность при температурах до 600˚C.

Исследования выполнены в рамках проекта РНФ 18-19-00003.

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ТРИП-СТАЛИ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ

А.А. Буржанов, В.В.Гук, Г.А. Филиппов

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва. E-mail: 1ab@bk.ru

В настоящей работе изучено влияние микролегирования трип-стали типа 23Х15Н5СМ3Г редкоземельными металлами (РЗМ) на стойкость к общей и питинговой коррозии.

Исследование представляет интерес для оценки склонности к питингообразованию микролегированной РЗМ стали в сопоставлении с существующей сталью без микролегирования РЗМ. Целью настоящей работы было исследование влияния микролегирования стали 23Х15Н5СМ3Г РЗМ на сопротивление коррозии в различных средах.

Трип-стали типа 23Х15Н5СМ3Г используются при изготовлении ответственных узлов вертолетной техники, работающих в условиях воздействия коррозионных сред и упругих циклических нагрузок и, следовательно, испытывающих риск развития усталостного или коррозионно-усталостного разрушения. Эти стали имеют после закалки структуру метастабильного аустенита, обладают более высокой стойкостью против усталостного разрушения по сравнению с конструкционными сталями, так как в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при воздействии упругих циклических нагрузок в процессе эксплуатации происходит релаксация внутренних микронапряжений, особенно их локальной концентрации, до полного исчерпания превращения метастабильного аустенита, в отличие от конструкционных сталей, где напротив происходит возрастание внутренних микронапряжений, приводящих к разрушению за более короткое время.

В настоящей работе было исследовано влияние микролегирования трип-стали РЗМ на коррозионную стойкость.

Исследование сопротивления локальной (питтинговой) коррозии представляет наибольший интерес, так как именно она является одной из распространенных причин преждевременного выхода из строя ответственных изделий из стали типа 23Х15Н5СМ3Г. Так типичным примером является коррозия поверхности стали под воздействием коррозионноактивной атмосферы. Коррозионные дефекты могут являться концентраторами напряжений и способствовать ускоренному развитию разрушения по усталостному или коррозионно-усталостному механизму.

Установлено, что коррозионная стойкость стали, микролегированной РЗМ, в горячекатаном состоянии при всех условиях испытаний выше, чем стали без микролегирования. Термическая обработка микролегированной стали повышает характеристики сопротивления коррозии, что свидетельствует о значительном влиянии структурного состояния данной стали на развитие процесса коррозии.

В результате комплексного исследования структуры и физико-механических свойств трип-стали 23Х15Н5СМ3Г показано, что использование добавок РЗМ способствует повышению стойкости стали в горячекатаном состоянии к питтинговой коррозии в 10%-ом растворе железа трихлорида гексагидрата в 60 раз, а в атмосфере морского соляного тумана – на 30%, а также стабильность коррозионной стойкости трип-стали при изменении структурного состояния в результате термической обработки.

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ TI-50,8 АТ.% NI ПРИ МНОГОКРАТНЫХ ЦИКЛАХ

[1,2]Чуракова А.А., [1,2]Гундеров Д.В.
[1]*ИФМК УФИЦ РАН, просп. Октября, 151, Уфа, 450075*
[2]*УГАТУ , ул. Карла Маркса, 12, Уфа, 450008*
e-mail: churakovaa_a@mail.ru

Эффект памяти формы (ЭПФ) является характерным для некоторых сплавов на основе титана, железа, меди или марганца. Особое внимание к материалам с эффектом памяти формы связано с их способностью восстанавливать значительные неупругие деформации при нагревании. Наиболее известным представителем таких материалов является никелид титана. Его уникальные свойства широко используются в промышленности и медицине [1,2]. ЭПФ в никелиде титана обусловлен термоупругими мартенситными превращениями (МП) B2 – B19', происходящими в области температур, близких к комнатной температуре [1–4]. В качестве материала для исследования был выбран двухкомпонентный сплав системы TiNi - стехиометрический сплав Ti-50,8 ат.% Ni, обогащенный никелем. Для формирования УМЗ структуры образцы сплавов TiNi (Ø20 мм, длина 100 мм) были подвергнуты 8 проходам РКУП по схеме Вс при 450 °С, а угол пересечения каналов составил 120°. Термоциклирование образцов в различных состояниях проводилось следующим образом: образцы последовательно погружались в жидкий азот (-196 °С), затем они нагревались до температуры 150 °С. Количество тепловых циклов «нагрев-охлаждение» варьировалось от 0 до 250. В данной работе калориметрические испытания материала проводились на высокочувствительном дифференциальном сканирующем калориметре Mettler Toledo на образцах весом до 50 мг со скоростью 10 °С / мин. Температуру начала ($M_н$ и $A_н$) и конца ($M_к$ и $A_к$) прямого и обратного преобразований определяли стандартными методами касательных (ASTM 2004-05). Согласно данным, полученным в крупнозернистом состоянии, во время прямого мартенситного превращения на кривых ДСК появляется один отчетливый экзотермический пик. Во время обратного мартенситного превращения наблюдается эндотермический пик, связанный с появлением высокотемпературной аустенитной фазы B2 из мартенситной фазы B19'. После термоциклирования с n = 100 циклами наблюдается пик от промежуточного фазового перехода и снижение температуры мартенситного превращения. После максимального числа циклов наблюдалось разнонаправленное изменение температур, в том числе небольшое снижение температур начала прямого превращения ($M_н$) и конца обратного хода ($A_к$), а также повышение температур конца прямого превращения ($M_к$) и начала обратного ($A_н$). В ультрамелкозернистом состоянии снижение мартенситных температур наблюдалось с увеличением числа циклов от 0 до 250; в то же время в этом состоянии превращение с образованием промежуточной R-фазы протекало без термоциклирования, а термоциклирование снижает температуры - $R_н$ (температура начала R-превращения с прямым МП) и $R_к$ (температура конец преобразования R с прямым МП). В этом случае снижение температуры прямого мартенситного превращения в ультрамелкозернистом состоянии было ниже, чем в крупнозернистом.

[1] Khachin, V.N.; Pushin, V.G.; Kondratyev, V.V. Titanium Nickelide: Structure and Properties; Nauka: Moscow, Russia, 1992; p. 161.

[2] Brailovski, V.; Prokoshkin, S.; Terriaultet, P.; Trochu, F. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling, Applications; Ecolede technology esuperieure (ETS): Montréal, QC, Canada, 2003; p. 851.

[3] Otsuka, K.; Wayman, C.M. Shape Memory Materials; Cambridge University Press: Cambridge, UK, 1999; p. 284.

[4] Gunther, V.E.; Dambaev, G.C.; Sysolyatin, P.G.; Ilyushenov, V.N. Medical Materials and Implants with Shape Memory; TSU: Tomsk, Russia, 1998; p. 487.

ТЕОРЕТИЧЕСКИ ВОЗМОЖНЫЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО НАБЛЮДАЕМЫЕ ТИПЫ САМОАККОМОДАЦИОННЫХ КОМПЛЕКСОВ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛАВ В СПЛАВАХ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

А.Г. Хунджуа, Е.А. Бровкина, Володин Б.А.
МГУ им. М.В. Ломоносова, физический факультет, e-mail: khundjua@mail.ru

В процессе охлаждения сплавов с эффектами памяти в отсутствие внешних напряжений могут формироваться мартенситные кристаллы (МК) с вполне определённой внешней огранкой и внутренним строением – самоаккомодационные комплексы (СК) – системы доменов мартенситных кристаллов, разделенных плоскостями двойникования. Вышеупомянутые домены представляют собой эквивалентные варианты ориентационного соотношения (ОС) между решетками аустенита и мартенсита. Причиной формирования комплексов является самоаккомодация упругих напряжений, компенсирующая деформацию формы в масштабах СК в целом.

Строение СК, кроме внешней огранки, определяется доменной структурой: числом входящих в комплекс доменов и конфигурацией междоменных границ, т.е. задействованными плоскостями двойникования. Число возможных вариантов доменной структуры СК ограничено, поддается прогнозированию и классификации, так как аустенит в сплавах с ЭПФ всегда имеет кубическую решетку.

Чисто математический подход позволяет строить замкнутые комплексы из 3-х, 4-х, 6-ти, 8-ми, 12-ти или даже 24 доменов, но имеет существенный недостаток – он связан с минимизацией деформации при двойниковании только опосредованно, из соображений симметрии. По-видимому, именно из-за этого далеко не все математически предсказанные СК наблюдаются экспериментально. Фактически неоднократно наблюдались СК трех типов:

1. Четырехдоменные комплексы ромбоэдрического R-мартенсита в сплавах на основе NiTi;
2. Четырехдоменные комплексы моноклинного 18R-мартенсита в сплавах на основе меди (Cu–Al–Ni, Cu–Al–Mn) ;
3. Шестидоменные комплексы моноклинного мартенсита B19′ в сплавах на основе NiTi.

Теоретический анализ показывает, что самоаккомодация достигается, только если СК содержит **все** варианты ОС. Однако СК из четырех доменов моноклинного мартенсита 18R многократно наблюдались в сплавах Cu–Ni–Al и Cu–Al–Mn, что требует объяснений.

Экспериментально наблюдаемые СК лежат не в толще кристалла аустенита, а выходят на его поверхность. При этом минимизация упругой энергии, связанная с несоответствием решеток в направлении, перпендикулярном внешней поверхности, менее существенна, чем в других направлениях, т.к. открытая поверхность мартенситного кристалла не испытывает упругого воздействия со стороны аустенитной матрицы. В первом приближении это условие математически означает, что расчет упругой деформации по комплексу может ограничиться двумя направлениями, перпендикулярными нормали, т.е. к замене системы эллипсоидов деформации на систему эллипсов.

Основным итогом расчетов являются результаты анализа проблемы самоаккомодации в кристаллах аустенита с внешней границей. Причина существования СК, содержащих не все возможные варианты ОС, видится в частичной самоаккомодации, связанной с выходом кристалла мартенсита на внешнюю поверхность. Здесь следует отметить, что огранка комплекса в целом также регулируется энергией межфазной границы, но одновременно, ввиду того, что внешняя поверхность СК является многогранником, его симметрия должна "вписываться" в симметрию решетки аустенита.

Во всяком случае, ясно, что при сопряжении СК с решеткой аустенита хотя бы одна из осей симметрии решетки аустенита 2-го, 3-го и 4-го порядка должна совпадать с осями симметрии СК – многогранника, составленного из мартенситных доменов. При этом сами экспериментально наблюдаемые СК мартенситных кристаллов должны иметь форму многогранника с осями симметрии 2-го, 3-го или 4-го порядка.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СВОЙСТВ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ

А.А. Чернобаева, Д.Ю. Ерак, Р.О. Полякова, К.И. Медведев, Д.А. Журко, М.В. Дадон, С.А. Бубякин, М.А. Скундин, Е.А. Васильева

НИЦ «Курчатовский институт», Savicheva_ro@nrcki.ru

Корпус реактора типа ВВЭР состоит из кованных деталей (обечаек и эллиптических элементов днища и верхнего блока), которые соединены между собой сварными соединениями. В сварных соединениях корпусов реакторов принято различать наплавленный металл, металла обечайки и металл зоны термического влияния (ЗТВ). Металлом ЗТВ принято называть узкий слой металла обечайки, прилегающий к линии сплавления с металлом сварного шва.

Целью настоящей работы является исследование металла ЗТВ, свойства которого отличаются от свойств металла обечайки из-за того, что они подвергаются в процессе сварки дополнительным нагревам. Исследования металла ЗТВ в настоящей работе предусматривает поиск зоны сварного соединения с максимальной склонностью к хрупкому разрушению. Это может быть, как наплавленный металл (WM), так и ЗТВ или основной металла обечайки (ВМ).

Для проведения исследований были выбраны два штатных сварных соединения стали марки 15Х2НМФА А для корпусов реакторов ВВЭР-1000.

Исследовано распределение твердости в сварных соединениях около линии сплавления. Выявлено характерное распределение твердости в зависимости от расстояния от линии сплавления. Результаты измерения твердости показали, что твердость в области ЗТВ отличается от твердости основного металла (~ 225 HV). В ней можно выдели зону повышенной твердости (~ 260 HV) и пониженной твердости (~ 210 HV). В соответствии с результатами измерения твердости область металла ЗТВ составляет 5-6 мм.

Для оценки склонности к хрупкому разрушению локальных зон: линии сплавления, зоны повышенной твердости, зоны пониженной твердости, а также основного металла и металла сварного шва использованы испытания на ударный изгиб миниатюрных образцов типа Шарпи (5,0±0,1×5,0±0,1×27,5±0,2) с определением критической температуры хрупкости для каждой выделенной зоны.

Результаты испытаний образцов на ударный изгиб, изготовленных из различных зон сварных соединений М и 50 представлены в таблице.

Таблица Результаты испытаний образцов на ударный изгиб, изготовленных из различных зон сварных соединений М и 50 в исходном состоянии

Зона	$T_к$,°С,°С	
	Сварное соединение 50	Сварное соединение М
Сварной шов	-99	-100
Линия сплавления	-126	-124
Зона повышенной твердости	-176	-154
Зона пониженной твердости	-136	-122
Основной металл	-112	-93

По результатам исследования металла двух штатных сварных соединений ЗТВ не является критичной с точки зрения склонности к хрупкому разрушению, поскольку значения $T_к$ для металла ЗТВ (зона повышенной твердости, зона пониженной твердости) ниже, чем для металла сварного шва и основного металла.

ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ ПОЛОС СДВИГА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ОМС

Вас. Вл. Астанин[1*], Д.В. Гундеров[1,2]

[1]Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, г. Уфа
[2]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа
v.astanin@gmail.com

Объёмные металлические стёкла (ОМС) при температурах ниже температуры стеклования T_g проявляют тенденцию к локализованной деформации, поскольку основным механизмом их деформации является формирование узких полос сдвига (ПС) [1]. Из-за такой особенности ОМС имеют при комнатной температуре низкую пластичность, и являются, как правило, хрупкими материалами.

Вместе с тем, в условиях всестороннего сжатия в ОМС могут быть достигнуты большие степени деформации, например, при интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) обеспечивается генерация большого числа ПС. При этом образование и трансформация структуры ОМС и формирование картины ПС во время ИПДК изучены мало.

Для формирования полос сдвига был использован метод, описанный в [2]. ИПДК подвергались диски толщиной 1 мм, вырезанные из слитка $Zr_{52.5}Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}Ti_5$, которые затем разрезались пополам, поверхность, образованная резом, полировалась, и две половинки подвергались ИПДК совместно. Ранее было показано, что ИПДК-обработка таких труднодеформируемых материалов, как ОМС, приводит к гораздо меньшей наблюдаемой деформации [2,3], чем предсказывает теория, и для достижения большей степени деформации необходимо использовать специальные методы. Тем не менее, после ИПДК в ОМС формируется высокая плотность полос сдвига, особенно в краевых областях образцов.

Полосы сдвига образуют на полированной поверхности образца следы в форме ступеней. Существуют две основные системы ступеней - радиальная и диагональная, формируемая особенностями распределения напряжений/деформаций во время процесса ИПДК. Следует отметить, что образование полос сдвига в аморфной фазе при этой схеме деформации не приводит к появлению трещин, и, в то же время, включения кристаллической фазы провоцируют растрескивание материала. Ступени имеют разные масштабы по высоте, от десятков нанометров до долей миллиметра, при этом крупные ступени не являются монолитными, а сами делятся полосами сдвига на множество уступов вплоть до нанометрового масштаба. Стоит отметить, что плотность полос, оцениваемая по их следам в виде ступеней, только в первом приближении коррелирует с действительной плотностью полос в материале, так как их пространственное положение неизвестно. Расстояние между крупнейшими ступенями составляет 80-120 мкм, и, по мере снижения их величины и увеличения количества, интервал снижается, и доходит до 100-150 нм. Плотность полос в этом случае составляет 1,76 мкм$^{-1}$, что значительно выше, чем достигаемые плотности 0,09-0,14 мкм$^{-1}$ при деформации осадкой [4].

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ ИНД_А 19-58-45014.

[1] C. Suryanarayana and A. Inoue (2011), Bulk Metallic Glasses. CRC Press, Boca Raton
[2] D.V. Gunderov et al., J. Alloys Compd., 800 (2019) 58–63
[3] N. Adachi et al., Mater. Sci. Eng. A, 627 (2015) 171–181
[4] D.V. Louzguine-Luzgin, et al., Mater. Sci. Eng. A. 616 (2014) 288–296

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ С ПОВЫШЕННЫМИ УПРУГИМИ СВОЙСТВАМИ

Е.М. Ребиков, В.В. Каширцев,
АО «Композит», г. Королев, e.m.rebikov@gmail.com
В.В. Соснин, Е.В. Пименов,
ФГУП «ЦНИИчермет» им. И.П. Бардина, г. Москва, vvsosnin@gmail.com
И.В. Щетинин,
НИТУ «МИСиС», г. Москва, ingvvar@gmail.com

Дисперсионно-твердеющий сплав на основе системы Ni-Cr-Nb-Mo применяется в качестве материала для датчиков средств измерения и телеметрии изделий ракетно-космической техники [1].

В настоящей работе рассмотрены особенности структурообразования при горячей пластической деформации и последующей термической обработке, морфология, состав и количество упрочняющих фаз дисперсионно-твердеющего сплава на основе системы Ni-Cr-Nb-Mo, обладающего высокими прочностными и упругими свойствами, теплостойкостью и коррозионной стойкостью в окислительных средах. При выплавке сплава системы Ni-Cr-Nb-Mo применялось комплексное модифицирование такими элементами, как Ce, La, Mg, Zr, Dy, Er, B, положительно влияющими на микроструктуру [2, 3, 4]. Применение комплексного модифицирования обеспечило величину зерна в сплаве, не превышающего 20 мкм (рис. 1). После закалки сплав представляет собой ГЦК-твердый раствор с периодом решетки 3,595 Å. В процессе старения из пересыщенного твердого раствора происходит выделение интерметаллидных фаз. Согласно работе [5] ниобий в сплавах на основе никеля является элементом, способствующим образованию упрочняющей γ′ фазы. Образовавшиеся в результате старения фазы имеют форму тонких пластин и объемных выделений (рис 2). По результатам рентгенофазового анализа установлено, что в состоянии термической обработки сплав на основе системы Ni-Cr-Nb-Mo представляет собой ГЦК твердый раствор с вторичными фазами, когерентно связанными с матрицей: δ-фаза состава Ni_3NbMo, γ″-фаза состава Ni_4NbMo и γ″ состава Ni_3Nb. Получены механические свойства, значительно превышающие базовую технологию: Модуль упругости составил 240 ГПа, предел прочности $\sigma_в$ 1600 МПа, предел упругости $\sigma_{0,005}$ 1100 МПа.

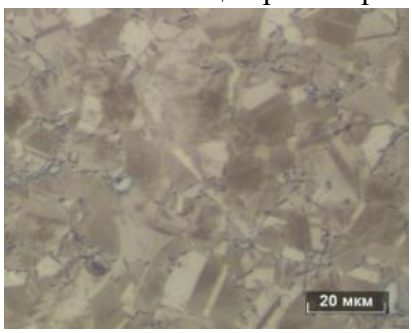


Рисунок 1

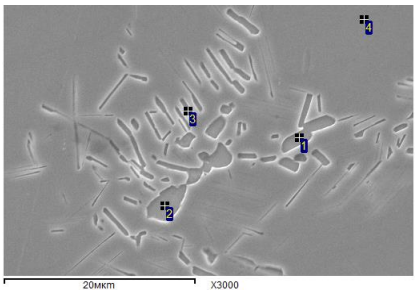


Рисунок 2

Литература

1. Прецизионные сплавы. Справочник. Под ред. Б. В. Молотилова. М., «Металлургия», 1974, 448 с.

2. Металлургия литейных жаропрочных сплавов // Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия: сб. науч. тр. / под общ. ред. Е. Н. Каблова, 2-е изд. М.: Наука, 2006. С. 119–186.

3. Сидоров В. В. Микролегирование литейных жаропрочных сплавов для лопаток ГТД // Технология легких сплавов, 1995. № 1. С. 35–39.

4. Ольшанецкий В. Е. Влияние поверхностно-активных элементов на структуру границ зерен и свойства металлических сплавов / Ольшанецкий В. Е., Коваль А. Д. // ФХХМ – 1972. – 4. – С. 103-104.

5. Nickel, Cobalt, and Their Alloys: ASM Specialty Handbook./ Ed. J. R. Davis – ASM International, 2000. – 421 p.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБРАБОТКИ ВЗРЫВОМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ У8А

Г.С. Нагичева, А.В. Нохрин, Н.Н. Берендеев, Н.В. Мелехин, А.В. Пискунов, А.Н. Сысоев, М.Ю. Грязнов
ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия
nagicheva@mail.ru

Целью работы являлось исследование влияния режимов взрывной обработки на её структуру и физико-механические свойства стали У8А.

В качестве объектов исследования выступали образцы углеродистой стали У8А в исходном состоянии и после обработки взрывом по различным режимам. Образцы вырезались из поперечного сечения цилиндрической заготовки ∅110 мм. Для исследования структуры стали использовалась методика металлографического исследования. Для исследования физико-механических свойств стали использовались методы измерения микротвердости, макротвердости по Роквеллу. Испытания на абразивный износ проводились в следующих режимах: время эксперимента – 1-2 мин., сила нагружения – 15 Н, скорость вращения образца – 30 об./мин., скорость вращения основы – 150 об./мин., направление вращения – соноправленное. Структурное состояние углерода в стали исследовали с использованием метода внутреннего трения с использованием обратного крутильного маятника, в режиме непрерывного нагрева со скоростью 10 ^{o}C/мин при частоте ~ 9 Гц.

Проведенные металлографические исследования показали, что микроструктура стали У8А в исходном состоянии имеет преимущественно пластинчатый характер. В структуре стали присутствуют зоны сфероидизированного перлита, что приводит к неоднородному распределению микротвердости. Среднее значение микротвердости стали в исходном состоянии составляет ~2100 МПа. Микротвердость областей с пластинчатой структурой перлита составляет ~2500 МПа, в области сфероидизированной структуры имеют меньшую твердость (2100 МПа).

Показано, что обработка взрывом не приводит к заметному изменению макротвердости и износостойкости стали, но сопровождается незначительным повышением микротвердости в областях пластинчатого (до ~2800 МПа) и сфероидизированного перлита (до ~2300 МПа).

Проведенные исследования внутреннего трения показали, что в исходном состоянии наблюдается пик внутреннего трения при температуре нагрева ~160 ^{o}C, который имеет, вероятно, дислокационную природу. После взрывной обработки наблюдается повышение фона внутреннего трения, обусловленное, очевидно, увеличением плотности решеточных дислокаций. На температурной зависимости внутреннего трения отчетливо виден интенсивный пик Снука-Кестера при температуре ~270 ^{o}C.

Проведенный анализ показал, что при взрывной обработке происходит повышение концентрации углерода на ядрах решеточных дислокаций, обусловленное, очевидно, «уходом» атомов углерода из пластин цементита Fe_3C. Это приводит к частичной сфероидизации пластин цементита и снижению износостойкости стали.

ОСОБЕННОСТИ ОБРАТНОГО ПЕРЕХОДА В ДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{50}$

Н.Н. Реснина, А.Б. Иванова, С.П.Беляев, Е.Н. Япарова, И.В. Поникарова
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
e-mail: resnat@mail.ru

Целью работы явилось исследование особенностей обратного перехода в сплаве $Ti_{50}Ni_{50}$ после предварительного деформирования различными способами. Плоские образцы сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ толщиной 0,5 мм, длиной рабочей части 40 мм и шириной 3,8 мм, закаленные от 900 ^{o}C в воде, подвергали предварительной деформации либо в мартенситном состоянии до различных деформаций от 3 до 24 %, либо охлаждением от 150 ^{o}C до 20 ^{o}C (в интервале температур прямого перехода) под напряжением, величину которого варьировали от 50 до 350 МПа. После предварительной деформации образцы разгружали, разрезали на части и подвергали циклу «нагревание-охлаждение-нагревание» в интервале температур от 20 до 200 ^{o}C в дифференциальном сканирующем калориметре. Полученные результаты показали, что после предварительного деформирования в мартенситном состоянии при первом нагревании на калориметрической кривой наблюдается два пика поглощения тепла различной интенсивности: пик с малой интенсивностью при температурах, близких к температурам переходов в недеформированном образце, и интенсивный пик при более высоких температурах. С увеличением остаточной деформации интенсивность слабого пика уменьшается и при ε = 10 % пик полностью исчезает, тогда, как температуры второго пика увеличиваются, т.е. проявляется эффект стабилизации мартенсита. После предварительного деформирования за счет охлаждения под напряжением, при первом нагревании на калориметрической кривой наблюдается три пика поглощения тепла, из которых два пика находятся в интервале температур превращений в недеформированном образце, а третий пик – при высоких температурах. С увеличением остаточной деформации наблюдается перераспределение интенсивностей между пиками, однако они не исчезают даже после охлаждения под напряжением 350 МПа, когда остаточная деформация составляет 17,5%. С увеличением деформации интенсивность второго пика уменьшается, а третьего – увеличивается, при этом возрастают и температуры этого пика. Сделано предположение о том, что эффект стабилизации мартенсита после охлаждения под напряжением наблюдается не во всем объеме сплава, что и является причиной мультистадийного поглощения тепла при обратном переходе. Установлено, что смещение температуры $A_к$ не зависит от способа предварительного деформирования, поэтому можно полагать, что в обоих случаях увеличение температуры $A_к$ вызвано поврежденностью межмартенситных границ. В процессе предварительного деформирования в мартенсите повреждение границ происходит при переориентации, а при охлаждении под напряжением – при взаимодействии пластин мартенсита. Обнаружено, что способ предварительного деформирования влияет на смещение температуры $A_н$, что связано с различным изменением упругой энергии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 18-19-00226).

МЕТОДИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННЫХ И КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Д.Л. Мерсон, М.Л. Линдеров, А.И. Брилевский, П.Н. Мягких

ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет»

d.merson@tltsu.ru

Среди металлических материалов самой высокой удельной прочностью обладают магниевые сплавы, благодаря чему они весьма перспективны в тех отраслях промышленности, где снижение веса относится к задачам первостепенной важности (авиакосмической, автомобилестроительной и др.). Другими критическими преимуществами магния являются его полная биосовместимость и способность к постепенному рассасыванию в биологических средах, что чрезвычайно актуально для изготовления биоразлагаемых временных конструкций медицинского назначения. Кроме того, что очень важно, модуль упругости магния и его сплавов близок к модулю упругости костных тканей.

Несмотря на многие положительные свойства, магниевые сплавы имеют и ряд недостатков: в литом состоянии они в большинстве случаев имеют низкие значения, прочности, пластичности и коррозионной стойкости. Улучшение свойств достигается легированием и применением различных термомеханических обработок. В последнее время все большее внимание уделяется, так называемым, методам интенсивной пластической деформации (ИПД), которые преследуют цель максимально измельчить зеренную структуру и частицы вторых фаз, а также ослабить исходную текстуру, что в совокупности позволяет одновременно улучшить и прочностные и пластические свойства магниевых сплавов. Если положительное влияние ИПД на механические характеристики магниевых сплавов уже достаточно хорошо изучено, то на коррозионные, которые являются одними из наиболее важных, как для авиакосмических, так и медицинских применений, остается мало исследованным и противоречивым. В литературе можно найти диаметрально противоположные сведения о влиянием методов ИПД на коррозионные свойства магниевых сплавов, что объясняется не только различием объектов исследования, но и методическими особенностями проведения коррозионных испытаний.

В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы являлось оценить влияние различных схем термомеханической обработки (ТМО) на скорость коррозии коррозионную усталость магниевого сплава одного и того же химического состава (Mg-1Zn-0.15Ca) в одинаковых условиях испытаний, а также установить влияние методических аспектов испытаний на измеряемые величины скорости коррозии и предела коррозионной усталости.

В работе приводятся результаты коррозионных и коррозионно-усталостных испытаний магниевых сплавов в зависимости от способа ТМО и данные о: (1) влиянии на скорость коррозии времени выдержки и изменения кислотности среды, а также способа ее измерения; (2) зависимости предела коррозионной усталости от материала захватов и частоты нагружения.

Полученные данные для малолегированного сплава Mg-1Zn-0.15Ca сравниваются с литературными данным данными для легированного сплава WE43.

Работа выполнена при Работа выполнена при поддержке Министерства науки РФ в рамках проекта RFMEFI58317X0070.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni-Ni, ПОЛУЧЕННОГО УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

Э.Р. Шаяхметова, А.А. Самигуллина, А.А. Назаров, А.П. Жиляев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

elvina1408@yandex.ru

Одним из эффективных методов соединения металлов является ультразвуковая сварка (УЗС), в основе которой лежит использование энергии механических колебаний, генерируемых в материалах с помощью сварочного инструмента колебательной системы, выполняющего возвратно-поступательные движения с ультразвуковой частотой (19-25 Гц) [1,2]. Высокочастотные колебания, возбуждаемые в соединяемых листовых материалах под статическим давлением, вызывают трение их поверхностей друг о друга, пластическую деформацию материалов и нагрев в области сварки. Образование соединения при УЗС объясняется рядом процессов, которые происходят под воздействием ультразвука: разрушение окисного слоя, активация поверхности металла, пластическая деформация, диффузия и рекристаллизация [3].

В настоящей работе проводилась УЗС промышленных листов технически чистого никеля марки НП2 толщиной 0,2 и 0,5 мм. Исследованы образцы двух видов: образцы для испытаний на срез, полученные соединением двух листов под статической нагрузкой от 3,5 до 7 кН (для листов толщиной 0,5 мм), и образцы для исследования структуры, полученные последовательной сваркой (консолидацией) четырех листов под статической нагрузкой 4,5 и 6,0 кН. Время сварки составляло t = 1 с.

Анализ результатов испытаний на срез показал, что образцы разрушаются неравномерно: сначала наблюдается отсоединение отдельных небольших участков шва, далее происходит окончательный разрыв. Оптимальная статическая нагрузка в процессе УЗС для получения сварного соединения двух листов никеля толщиной по 0,5 мм максимальной прочности составила 4,5–6,0 кН. При этом прочность на срез составила величину около 70 МПа, что значительно превышает прочность, полученную в работе [3] (20 МПа). Исследование микроструктуры консолидированных образцов показало, что в области сварного соединения в результате УЗС образуется тонкая ультрамелкозернистая (УМЗ) прослойка, толщина которой зависит от статической нагрузки во время УЗС. Участки вдали от сварных соединений имеют крупнозернистую структуру, однако в них наблюдаются следы дислокационной активности. Показано, что для образца, полученного сваркой листов толщиной 0,2 мм, микротвердость в области соединений ниже, чем в области основных слоев, что связано с наличием микропор и микротрещин в области соединений. В случае образца, сваренного из листов толщиной 0,5 мм, наблюдается обратная картина: микротвердость в области сварных швов значительно выше, чем в области слоев. Это связано с лучшим качеством сварных соединений и образованием в них более широкой полосы УМЗ структуры. Кроме того, в обоих образцах микротвердость слоев выше, чем в исходном состоянии.

Литература:

1. Graff K. Ultrasonic metal welding. – In: New Developments in Advanced Welding, N. Ahmed, Editor. 2005, Woodhead: Cambridge. p. 241-269.

2. Fujii H.T., Sriraman M.R., Babu S.S. Quantitative Evaluation Of Bulk And Interface Microstructures in Al-3003 alloy builds made by very high power ultrasonic additive manufacturing. Metall. Mater. Trans. A. 2011. 42. 4045-4055.

3. Park D.S., Kim J.Y., Seo J.S. Ultrasonic welding of Ni thin sheet. Int. J. Mining, Metall. Mech. Eng.2013. V. 1. P. 168-172.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПЛАЗМЕННОУПРОЧНЕННОЙ СТАЛИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ЗАМЕДЛЕННОМУ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

М.В. Ильичев[1], Н.О. Ливанова[2], А.С. Тюфтяев[1], Г.А. Филиппов[2]

1 - ОИВТ РАН, г. Москва, astpl@mail.ru
2 - ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, iqs12@yandex.ru

Одним из эффективных способов повышения качества, уровня служебных свойств и срока эксплуатации конструкционных сталей является воздействие на металл низкотемпературной плазмой [1].

В настоящее время актуально внедрение поверхностного плазменного упрочнения пар трения в узлах, работающих при значительных нагрузках и высоких скоростях. В частности данная технология может быть использована при упрочнении цилиндрических наружных поверхностей из закаливаемых сталей, например, роликов рольганга, валков, осей, колес. Широко применяется технология упрочнения поверхности гребня железнодорожных колес и бандажей низкотемпературной азотистой плазмой. Плазменное упрочнение обеспечивает значительное повышение эксплуатационного ресурса и межремонтных сроков за счет формирования на поверхности достаточно глубокого, более 1 мм, слоя со структурой аустенита и мартенсита. Однако при длительной эксплуатации в поверхностном мартенситном слое возможно развитие процесса замедленного хрупкого разрушения (ЗХР), протекающего под действием напряжения ниже предела текучести. Данный вид разрушения, особенно для высокоуглеродистых сталей, характеризуется продолжительным инкубационным периодом, часто превышающем время роста стабильной трещины. Условия зарождения трещины в значительной степени определяются уровнем локальных напряжений в зоне локального разрушения. Разрушение является результатом достижения локальными напряжениями критического уровня прочности [2].

Целью данной работы являлось исследование влияния структурного состояния плазменноупрочненных высокоуглеродистых сталей, склонных к замедленному хрупкому разрушению, на такие характеристики, как твердость и износостойкость в сложных условиях эксплуатации.

Исследование проводилось на примере высокоуглеродистой стали марки «2» ГОСТ 10791. Для обеспечения легирования поверхностного слоя при обработке детали в качестве плазмообразующего газа использовали азот.

Были исследованы изменения механизма разрушения различных структур плазменноупрочненного слоя высокоуглеродистой стали при ЗХР в присутствии водорода. Определены технологические параметры плазменного упрочнения высокоуглеродистой стали, позволяющие получить оптимальное сочетание сопротивления ЗХР, повышения уровня микротвердости на глубине 0,05 мм, а также повышения в 1,8 раза абразивной износостойкости относительно исходного состояния и на 27% износостойкости в условиях сухого трения. Установлено, что наилучшее сопротивление ЗХР обеспечивают режимы плазменного модифицирования со средним уровнем мощности и скорости перемещения плазмотрона.

Литература.

1. Ильичев М.В., Ливанова О.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние технологических параметров плазменной обработки на формирование структуры и свойств стали типа 60Г. // Металлург. 2008. №10. С.59-62.

2. Ильичев М.В., Спектор Н.О., Тюфтяев А.С. Оптимизация режимов плазменного упрочнения высокоуглеродистой стали для обеспечения повышенной износостойкости и сопротивления замедленному разрушению. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2019. №4. С.57-65.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПРУТКОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО Ti-18Zr-15Nb (ат. %) СПЛАВА ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Лукашевич К. Е. [1], Шереметьев В. А. [1], С.П. Галкин[1], В.А. Андреев [2, 3], С.Д. Прокошкин[1]
[1]*НИТУ «МИСиС», 4lukash4@gmail.com*
[2]*ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва*
[3]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

Метастабильные сплавы с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Zr-Nb демонстрируют сочетание высокой прочности, пластичности, низкого модуля Юнга, повышенной коррозионной стойкости и нетоксичности всех составляющих элементов. Комбинация биохимической и биомеханической совместимости делает СПФ на основе Ti-Zr-Nb перспективными для медицинского применения. Предполагается, что улучшенные функциональные свойства в длинномерных прутковых заготовках можно получить в ходе применения комбинированной термомеханическая обработки (ТМО) вследствие эффективного управления структурой материала.

В данной работе слиток сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат. %) был подвергнут комбинированной ТМО, которая включала в себя: мультиосевую ковку (e = 1) при 1000 °C, радиально-сдвиговую прокатку (РСП) (e = 2,6) при 900 °C; ротационную ковку (РК) (e = 2) при температурах 600, 700 °C с охлаждением на воздухе или в воде. Дополнительно к режимам деформации при повышенных температурах в последних проходах сплав был подвергнут классической низкотемпературной ТМО, включающей РК при комнатной температуре в последнем проходе и последеформационный отжиг (ПДО) при температурах 525 и 750 °C в течении 30 минут в атмосфере аргона с охлаждением в воде. Указанные режимы ПДО были применены к сплаву и после деформации при повышенных температурах. Структурные характеристики прутков после ТМО изучали методами световой микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Исследование механических и функциональных свойств осуществляли путем проведения статических испытания на растяжение до разрыва и циклических испытаний по схеме «деформация растяжением на 1% - разгрузка» с накоплением +1% деформации в каждом цикле (14 циклов/14%).

Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что основной фазой после всех режимов ТМО является ОЦК β-фаза. Малое количество α''-мартенсита формируется вследствие деформации в ходе холодной РК. Световая микроскопия показала, что средний размер зерна после РК при температуре 600 °C варьируется в пределах 3–6 мкм в зависимости от охлаждения. Повышение температуры ковки до 700 °C приводит к увеличению размера зерна до 9-18 мкм. После холодной деформации происходит накопление дислокаций, зерна вытягиваются в направлении вытяжка, а последующий отжиг способствует развитию полигонизации (525 °C) и рекристаллизации (750 °C).

Результаты механических испытаний продемонстрировали эффективное увеличение прочностных характеристик сплава за счет быстрого охлаждения в воде после всех режимов ТМО. Наиболее высокие прочностные характеристики достигаются после РК 600 °C и без дополнительного ПДО. Лучшее сочетание функциональных характеристик сплава Ti-Zr-Nb для применения в качестве костных имплантатов, заключающееся в низком модуле Юнга (~35 ГПа) и высокой обратимой деформации за счет сверхупругости (≥3,2%), формируется в результате ПДО при 525 °C после РК 700 °C.

УЧЕТ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ ОБЪЕКТОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПРОЦЕДУР BIG DATA В МЕТАЛЛУРГИИ

Е.В. Босов, Г.В. Котишевский, Д.Ф. Кодиров, Д.А. Воробьев,
Э.А. Соколовская, А.В. Кудря
НИТУ «МИСиС», г. Москва, РФ, AVKudrya@misis.ru

Металлургическое производство включает широкий диапазон распределенных процессов сложного характера – от подготовки сырья до производства металлопроката (включая термическую обработку). Важный этап производства – аттестация качества металлопродукции. Массовый характер выпускаемой (однородной) продукции, полнота контроля процесса и продукта обеспечили быстрое накопление обширных баз данных заводского контроля качества технологии и металлопродукции. Отсюда интерес к их ретроспективному анализу, направленному на выявление существенных взаимосвязей между колебаниями технологии в пределах её поля допуска и вариацией характеристик металла. Развитие VLSI (Very Large Scale Integration – технологии), повышение чувствительности датчиков, разработка открытых технологий, стыкующих различные вычислительные платформы и др. и их использование в режиме реального времени, гарантировали огромный вычислительный потенциал микропроцессоров. Это открыло перспективы управления в интерактивном режиме реального времени. Появление уникальных датчиков не только «внедрило» интеллект в периферийные устройства, но и значительно повысило быстродействие управления делегированным и распределенным интеллектом.

Прогресс в развитии средств измерения обеспечил интерес к применению для обработки больших массивов данных разнообразных статистических процедур, алгоритмов «data mining», Big data – интеллектуальных систем управления качеством. Среди них можно выделить различные виды регрессии, концепции нейронных сетей и нечеткой логики ("мягкое вычисление"), машинное обучение и др.

Очевидно, что при использовании всех вышеперечисленных интеллектуальных систем нельзя не учитывать особенности статистической природы объектов в металлургии. Это и явилось целью настоящей работы. В её рамках оценены возможные ограничения, вносимые статистикой, существенно важные, для корректного применения процедур big data в металлургии для аттестации и управления качеством металлопродукции. В качестве объекта исследования использованы обширные базы данных производственного контроля технологий получения сталей различного сортамента (крупных поковок из улучшаемой стали 38ХН3МФА-Ш, проката из стали 40ХНМ, листовых сталей 17Г1С-У, 09Г2С, 15ХСНД). С использованием коэффициентов асимметрии и эксцесса показан возможный масштаб различий распределений значений, как управляющих параметров, так и характеристик прочности, пластичности и вязкости и оценен риск отсутствия учета этого обстоятельства при прогнозе качества металла и управлении им (с использованием методов параметрической статистики). Показано, как отсутствие единого пространства параметров ограничивает возможности классической статистики в металлургии, делает неэффективным принцип управления «по возмущению». В этой связи оценены возможности непараметрической статистики - критерия Колмогорова - Смирнова. Показано также, что применение сложных, эвристических приемов когнитивной графики может быть эффективно для выявления областей с доминирующим типом зависимости. Для объективного выделения таких областей необходимо учитывать возможность существования различных сценариев эволюции структуры и дефектов по технологической цепочке (технологическая наследственность) в рамках достаточно широкого поля её допуска и особенности их проявления. Учет этого обстоятельства позволяет выявить связи в системе «управляющие параметры – сдаточные характеристики металлопродукции», не всегда очевидные. На этой основе возможна выработка свода решающих правил для управления качеством металлопродукции в реальном времени.

СТАБИЛИЗАЦИЯ СОСТОЯНИЯ ГОРЯЧЕГО НАКЛЕПА В ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С РАПЭ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

А.А. Кругляков[1], С.А. Никулин[2], С.О. Рогачев[2], Хоан Суан Нгуен[2], Н.В. Лебедева[3], Г.А. Панова[4]

[1]Научно-коммерческая фирма WBH, г. Берлин, Германия
[2]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
[3]НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей», г. С.-Петербург, Россия
[4]Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический Университет, г. С.-Петербург, Россия
E-mail: nikulin@misis.ru

Исследовали новую среднеуглеродистую сталь с РАПЭ для горячего прессования следующего состава: 0.46 % C – 1.1 % Si – 1.75 % Cr – 2.6 % Ni – 3.9 % Mn – 0.75 % V – 0.4 % Ti – 0.17 % Nb (патент RU 2744584).

В исходном состоянии структура стали состояла преимущественно из α-Fe-твердого раствора (феррит/бейнит) и частиц вторых фаз (карбиды/интерметаллиды). Точки A_{C1} и A_{C3}, определенные дилатометрическим методом, составили 610 и 790 ºС, соответственно. Для термомеханической обработки (ТМО) использовали цилиндрические образцы высотой 10 мм и диаметром 5 мм. ТМО, имитирующая условия эксплуатации штампа при горячей штамповке, состояла из следующих этапов:

(1) аустенизация при 1150 ºС в течение 20 минут (гомогенизация для уменьшения степени неоднородности и растворения вторых фаз, присутствующих в стали исходного состояния);

(2) охлаждение до 450 °С и выдержка при этой температуре в течение 15 минут с пластической деформацией и без пластической деформации;

(3) медленный нагрев до 750 °С и выдержка при этой температуре в течение 15 минут с пластической деформацией или (4) охлаждение с температуры 450 ºС до комнатной температуры, медленный нагрев до 750 °С и деформация после предварительной выдержки в течение 15 минут.

Деформацию проводили по схеме сжатия (5 циклов, деформация на каждом цикле 1.3–2.0 %, скорость деформации 0.1 $с^{-1}$) с записью истинных диаграмм «напряжение-деформация». Использовали по 3 образца на каждый режим ТМО.

Экспериментально показано, что многократная пластическая деформация при 450 ºС обеспечивает существенное упрочнение стали: истинная прочность – S_{max} повышается с 257 до 456 МПа. Достигнутый при 450 ºС уровень упрочнения сохраняется на первом цикле последующей деформации при 750 ºС и усиливается при следующих 4-х циклах. При этом S_{max} повышается до 490 МПа (на 7 %). Без предварительной деформации при 450 ºС, упрочнение стали в процессе деформации при 750 ºС проявляется значительно слабее и S_{max} повышается с 228 до 385 МПа при тех же степенях деформации.

Иное механическое поведение стали наблюдается при реализации схемы ТМО с промежуточным охлаждением с 450 °С до комнатной температуры. В этом случае уже на первом цикле деформации при 750 ºС прочность достигает S_{max} = 511 МПа, что превышает на 10 % уровень упрочнения, достигнутый на последнем цикле в процессе деформации при 450 ºС. При следующих 4-х циклах деформации при 750 ºС прочность остается практически неизменной.

Таким образом, аустенизация при 1150 ºС, предварительная деформация при 450 ºС с последующим охлаждением до комнатной температуры и медленным нагревом до 750 ºС стабилизирует состояние горячего наклепа в процессе деформации при 750 ºС, соответствующей рабочей температуре при горячей штамповке.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ НЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

С.А. Никулин[1], С.О. Рогачев[1], В.А. Белов[1], А.А. Комиссаров[1], В.Ю. Турилина[1]
Н.В. Шплис[1], Ю.А. Николаев[2]

[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
[2]НИЦ «Курчатовский институт», Москва, 123182, Россия
E-mail: nikulin@misis.ru

Представлены результаты сравнительных испытаний образцов стали 22К, используемой для изготовления корпуса устройств улавливания расплава (УЛР) атомных реакторов нового поколения, после различных термических воздействий, имитирующих условия реализуемые при захолаживании кориума в УЛР при тяжелых авариях на АЭС. Проводили испытания на ударный изгиб с построением сериальных кривых и анализа изломов образцов.

Сталь 22К для исследований взята в состоянии поставки (нормализованный лист толщиной 60 мм). Из листа вырезали поперечные (поперек направлению прокатки) ударные образцы размером 10×10×55 мм с V-образным надрезом.

Испытания на ударный изгиб образцов проводили в состоянии поставки и после длительной термической обработки по двум режимам:

(1) нагрев до 650 °С со скоростью 200 °С/ч; охлаждение до 480 °С со скоростью 1 °С/ч; охлаждение с печью до комнатной температуры;

(2) нагрев до 1000 °С со скоростью 225 °С/ч; охлаждение до 900 °С со скоростью 6 °С/ч; охлаждение до 840 °С со скоростью 1 °С/ч; выдержка при 840 °С в течение 39,2 ч; охлаждение до 750 °С со скоростью 2 °С/ч; охлаждение до 700 °С со скоростью 2 °С/ч; охлаждение с печью до комнатной температуры.

Продолжительность термического воздействия в обоих случаях составила 7 суток.

Термическую обработку проводили в печи типа СНВЭ 1.3.1/16И4 в вакууме $6{,}5\times10^{-3}$ Па. При проведении термической обработки образцов осуществлялась автоматическая цифровая запись сигналов с контрольных термопар.

Испытания на ударную вязкость проводили при температурах от 200 до минус 80 °С на маятниковом копре INSTRON SI-1M с максимальной работой удара 300 Дж при скорости движении маятника в момент удара 5±0,5 м/с. Нагрев ударных образцов до температуры испытаний осуществляли в электропечи. Охлаждение ударных образцов до температуры испытаний осуществляли в климатической камере LAUDA Proline RP890. Нагрев/охлаждение образцов осуществляли за 15 мин, после чего в течение 5 сек их переносили на маятниковый копер и подвергали испытанию. Для построения сериальных кривых испытывали по 18 образцов каждого состояния. Температуры вязко-хрупкого перехода определяли по появлению хрупкой составляющей в изломе.

Показано, что термическая обработка стали 22К по 1-му и 2-му режиму приводит к повышению температуры вязко-хрупкого перехода на 30 °С и 50 °С, соответственно. При температурах испытания от 200 до 50 ºС значения ударной вязкости KCV стали исходного состояния составили 180–208 Дж/см^2, при полностью вязких изломах образцов. После термической обработки по 1-му режиму ударная вязкость при температурах испытания от 200 до 50 ºС значимо не изменяется, однако после испытания при температуре 50 ºС в изломах образцов присутствует 10–30 % хрупкой составляющей. После термической обработки по 2-му режиму ударная вязкость снижается уже при температуре испытания 75 ºС, а в изломах образцов присутствует 15–40 % хрупкой составляющей.

Полностью хрупкий излом формируется при температурах испытания минус 20 ºС; 0 ºС и 20 ºС, соответственно, для стали исходного состояния, после термической обработки по 1-му и по 2-му режиму.

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ МЕТАЛЛА ШВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ 22К и 09Г2С

С.А. Никулин, С.О. Рогачев, В.А. Белов, А.А. Комиссаров, Н.В. Шплис

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
E-mail: nikulin@misis.ru

Представлены результаты испытаний образцов металла сварного соединения сталей 22К и 09Г2С на ударный изгиб с построением сериальных кривых и анализа изломов образцов после испытаний.

Стали 22К и 09Г2С для исследований взяты в состоянии поставки (лист толщиной 60 мм). Термическая обработка для стали 22К – нормализации, а для стали 09Г2С – закалка и отпуск.

Сварные соединения листов из стали 22К и листов из стали 09Г2С между собой получали методом автоматической аргонодуговой сварки плавящимся электродом (применяли сварочную проволоку СВ-08Г2С) без предварительного подогрева соединяемых материалов в соответствии с ПНАЭ Г-7-009–89.

Испытания на ударную вязкость проводили на образцах размером 10×10×55 мм с V-образным надрезом при температурах от 150 до минус 80 °С на маятниковом копре INSTRON SI-1M с максимальной работой удара 300 Дж при скорости движении маятника в момент удара 5±0,5 м/с. Нагрев ударных образцов до температуры испытаний осуществляли в электропечи. Охлаждение ударных образцов до температуры испытаний осуществляли в климатической камере LAUDA Proline RP890. Нагрев/охлаждение образцов осуществляли за 15 мин, после чего в течение 5 сек их переносили на маятниковый копер и подвергали испытанию. Для построения сериальных кривых испытывали по 18 образцов каждого состояния. Температуры вязко-хрупкого перехода определяли по появлению хрупкой составляющей в изломе.

Согласно полученным результатам, при температурах испытания от 150 ºС до комнатной значения ударной вязкости KCV металла шва сварного соединения стали 22К составляют 165–197 Дж/см^2, при этом в изломах образцов, испытанных при комнатной температуре, присутствует до 15 % хрупкой составляющей. Полностью хрупкий излом в металле шва стали 22К формируется при температуре испытания минус 30 ºС при снижении ударной вязкости до 100–144 Дж/см^2.

При температурах испытания от 150 до 100 ºС значения ударной вязкости KCV сварных соединений сталей 22К и 09Г2С сопоставимы. Однако металл шва сварного соединения стали 09Г2С характеризуется более высокой температурой вязко-хрупкого перехода по сравнению с металлом сварного шва стали 22К – хрупкая составляющая в изломе образцов стали 09Г2С появляется уже при температуре испытания 50 ºС. Полностью хрупкий излом в металле шва стали 09Г2С формируется при температуре испытания минус 20 ºС при снижении ударной вязкости до 50 Дж/см^2.

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

С.О. Рогачев[1], С.А. Никулин[1], В.М. Хаткевич[1,2]

[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
[2]ООО «ТМК НТЦ», г. Москва, Россия
E-mail: csaap@mail.ru

Изучены механизмы и закономерности структурообразования в слоистых металлических гибридных материалах в ходе кручения под высоким давлением (КВД).

Процесс получения гибридных материалов заключался в совместной деформации методом КВД трехслойных образцов (сэндвичей) из различных комбинаций металлических слоев. Трехслойные образцы собирали следующим образом: нижний слой толщиной 0,3 мм, средний слой толщиной 0,2 мм и верхний слой толщиной 0,5 мм. Таким образом, суммарная толщина трехслойных образцов перед КВД составила 1 мм. Увеличенная толщина верхнего слоя была необходима в связи с оттоком части металла в ходе КВД-деформации. Диаметр всех образцов составил 8 мм.

Исходные слои вырезали электроэрозионным методом из листов стали 08Х17Т, листов ванадиевого сплава V-10Ti-5Cr и прутков сплава Zr-2,5%Nb (сплав Э125) в рекристаллизованном состоянии, прутков меди М1 в холоднодеформированном состоянии.

Всего деформации методом КВД было подвергнуто 5 трехслойных композиций: (1) сталь/ванадиевый сплав/сталь; (2) сталь/циркониевый сплав/сталь; (3) ванадиевый сплав/циркониевый сплав/ванадиевый сплав; (4) сталь/медь/сталь; (5) ванадиевый сплав/медь/ванадиевый сплав.

КВД проводили при комнатной температуре, при квазигидростатическом давлении P = 6 ГПа и числе оборотов N от ¼ до 5. Трехслойный образец помещали в «лунку» глубиной 0,5 мм, расположенную в нижней наковальне, что обеспечивало постоянную конечную толщину образца после КВД, равную ~0,53 мм.

Показано, что в зависимости от механических свойств слоев исходной композиции (твердость и способность к упрочнению при большой пластической деформации) КВД-деформация приводит к формированию структуры различного типа.

При значительной разнице твердости слоев или в случае их близкой способности к деформационному упрочнению формируется структура с преимущественно гладкими границами раздела между слоями (т.е. сохраняется исходная трехслойная структура). Такая структура наблюдается в композициях «сталь/медь/сталь» и «ванадиевый сплав/медь/ванадиевый сплав».

При близком уровне твердости, достигаемой в ходе в ходе КВД-деформации, и значительной разнице в способности к деформационному упрочнению слоев, формируется ультратонкая мультислоистая «вихревая» структура, в которой слои «смешиваются». Такая структура наблюдается в композициях «сталь/ванадиевый сплав/сталь»; «сталь/циркониевый сплав/сталь» и «ванадиевый сплав/циркониевый сплав/ванадиевый сплав».

Предложена физическая модель формирования структуры в слоистых материалах при КВД-деформации, согласно которой КВД приводит к образованию «вихревых» дефектов как результата появления градиентов напряжений и деформаций на границе раздела слоев. Образование каждого такого дефекта приводит к появлению двух новых границ раздела слоев. Поэтому число мест возможного образования новых «вихревых» дефектов увеличивается в геометрической прогрессии. Таким образом, мультислоистая структура формируется уже после 2…3 оборотов наковальни.

Благодарим к.ф.-м.н. Р.В. Сундеева за помощь в приготовлении образцов.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э125

С.О. Рогачев[1], С.А. Никулин[1], В.М. Хаткевич[1,2], Р.В. Сундеев[3]
[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва
[2]ООО «ТМК НТЦ», г. Москва, Россия
[3]Российский технологический университет (МИРЭА), г. Москва
E-mail: csaap@mail.ru

Изучено влияние деформации методом кручения под высоким давлением (КВД) при различных температурах, а также постдеформационных отжигов на изменение механических свойств циркониевого сплава. Использовали промышленный циркониевый сплав Э125 (Zr–2.5%Nb) в исходном рекристаллизационном состоянии. КВД-деформацию осуществляли на плоских образцах сплава диаметром 20 мм и толщиной 1.5 мм. КВД проводили при комнатной температуре и при температурах 300 и 325 °С, давлении 4 ГПа с числом оборотов нижней наковальни $N = 5$. В качестве методов исследования использовали просвечивающую электронную микроскопию, рентгеновский фазовый анализ, измерение микротвердости по Виккерсу и испытание на растяжение миниатюрных образцов, вырезанных из дискообразных КВД-образцов.

Показано, что в ходе КВД происходит измельчение зеренной структуры в сплаве до нано- и субмикронного уровня, а также фазовое превращение α-Zr→ω-Zr. С повышением температуры КВД-деформации с комнатной до 300 и 325 °С количество фазы ω-Zr в структуре сплава уменьшается с 95 до 60–70 %. Наличие омега-фазы в структуре сплава оказывает существенное влияние на повышение его прочности. Наибольшее упрочнение сплава наблюдается после КВД при комнатной температуре: значения микротвердости (на середине радиуса образца) увеличиваются в 2.4–2.5 раза по сравнению с исходным рекристаллизованным состоянием сплава и составляют 380–400 HV. После КВД при температурах 300 и 325 °С значения микротвердости составляют 350–380 HV и 330–350 HV, соответственно. Отжиг образцов сплава, обработанных КВД, приводит к разупрочнению материала из-за обратного превращения ω-Zr→α-Zr и из-за роста зерна. С повышением температуры КВД-деформации до 300 и 325 °С термическая стабильность омега-фазы повышается. В структуре образцов сплава, обработанных КВД при температурах 300 и 325 °С, после отжига при температуре 350 ºС сохраняется 55–70 % омега-фазы, в то время как в структуре образцов сплава, обработанных КВД при комнатной температуре, количество омега-фазы уменьшается до 35 %.

После КВД-деформации образцы сплава характеризуются высокой прочностью и очень низкой пластичностью: разрушение образцов при растяжении происходит на упругой области кривой «напряжение – деформация» при напряжениях 920–1060 МПа. Установлены режимы деформационно-термической обработки сплава, обеспечивающие сочетание высокой прочности и удовлетворительной пластичности. Так, для сплава, обработанного КВД при температуре 325 °С и отожженного при температуре 400 ºС, пределы текучести и прочности составили 840 и 900 МПа, соответственно, а относительное удлинение – 4 %.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ 60ГС И 60ХС КОМПЛЕКСНЫМИ ФЕРРОСПЛАВАМИ В СОЧЕТАНИИ С РАЗЛИЧНЫМИ ДОБАВКАМИ НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ СТАЛЕЙ

Ж.В. Еремеева, А.С. Ахметов

НИТУ «МИСиС», г. Москва

eremeeva-shanna@yandex.ru, aman1aotero@gmail.com

Возможность использования комплексных ферросплавов для легирования порошковых сталей вместо порошков чистых металлов может дать возможность экономии за счёт дешевизны таких ферросплавов. Потому, актуальным является исследование влияния легирования комплексными ферросплавами на технологические и механические свойства и структуру стали.

В проведенной работе были использованы ферросиликомарганец и ферросиликохром для получения порошковой стали марок СП60ГС и СП60ХС, в сочетании с различными добавками: стеаратами железа, марганца, никеля, меди и добавками этилен-бис-стеарамида и полиметилметакрилата, также в качестве добавки использовался порошок никеля. В качестве источников углерода использовались графит карандашный марки ГК-1 и сажа.

Прессование проводилось методом холодного одноосного одностороннего прессования при давлениях в 200, 400, 600, 700, 800 и 900 МПа. Проводили двухэтапное спекание: сперва в атмосфере водорода при 1000 °С в течение 60 мин, а после в атмосфере аргона при 1300 °С в течение 60 мин.

В ходе проведенных исследований была установлена возможность использования комплексных ферросплавов, таких как ферросиликохром и ферросиликомарганец, в порошковой металлургии для получения легированных порошковых сталей. Комплексные ферросплавы легко дробятся и измалываются, легко фракционируются и однородно смешиваются с железным порошком и углеродсодержащими компонентами.

При использовании ферросиликомарганца предел прочности при изгибе был в районе 265–489 МПа, изменяясь в зависимости от вида и количества вводимых добавок. В случае использования ферросиликохрома 364-734 МПа. В обоих случаях после спекания почти во всех случаях наблюдается рост образцов, до 21,5 % от первоначального объема.

Полученная конструкционная порошковая сталь подходит для получения изделий, работающих в условиях низкой и средней нагрузки. Наиболее высоким комплексом свойств обладали порошковые стали из шихты следующих составов: Fe + 10 % FeSiMn + 0,6 % C (сажа) + 0,5 % СтFe – твердость 43 ± 2 HRC, предел прочности на изгиб 489 ± 5 МПа; и Fe + 8 % FeSiCr + 0,6 % C (ГК-1) + 1 % СтFe + 1 % Ni – твердость 24 ± 1 HRC и прочность на изгиб 734 ± 4 МПа.

Также по результатам выполненных работ, оптимальным методом смешивания выбрано смешивание в лопастном смесителе. Наиболее эффективным давлением прессования выбраны 700-800 МПа. Двухэтапное спекание обеспечивает достаточный уровень механической прочности и твердости.

ОБЪЕМНЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ЛЕНТЫ ИЗ РЕАКТОРНОГО ПОРОШКА СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА, НЕ ОБЛАДАЮЩЕГО ВОЛОКНООБРАЗУЮЩИМИ СВОЙСТВАМИ

Т.З. Дайюб, А.В. Максимкин, С.Д. Калошкин, Е.А. Колесников

НИТУ «МИСиС», г. Москва

tarekzd@windowslive.com

Разработка новых высокопрочных материалов на полимерной основе, обладающих великолепными механическими свойствами является актуальной проблемой современного материаловедения. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) в предельно ориентированном состоянии обладает высокими механическими и трибологическими свойствами. Однако для получения высокоориентированной структуры, исходный реакторный порошок СВМПЭ должен обладать особой надмолекулярной структурой, придающей полимеру волокнообразующие свойства. В настоящий момент в России отсутствует производство реакторных порошков СВМПЭ с волокнообразующими свойствами. Поэтому потенциальная возможность изготовления высокоориентированных лент на основе крупнотоннажных марк СВМПЭ, не обладающего способностью к волокнообразованию, является перспективным направлением.

В настоящей работе была предпринята попытка формирования оптимальной надмолекулярной структуры в СВМПЭ путем модифицирования полимера полиэтиленовым воском. Увеличение длины полиэтиленовой цепи крупнотоннажных марк СВМПЭ приводит к массивному запутыванию цепей с экстремальным нарастанием вязкости, что препятствует обработке расплава СВМПЭ методом литья под давлением или экструзией. Поэтому добавление ПЭ-воска, который имеет более низкую молекулярную массу, к матрице СВМПЭ способствует снижению вязкости и упрощению процессов ориентационной вытяжки, что способствует увеличению механических свойств конечного изделия.

СВМПЭ с полиэтиленовым воском были предварительно смешаны в мельнице планетарного типа. Для получения ксерогелей СВМПЭ/ПЭ-воск на 1 гр полимера был добавлен 2.5 мл растворителя п- ксилола. После экструдирования ленты были подвергнуты многоступенчатой темроориентационной вытяжке в диапазоне температур 120-143 ºС до получения максимальной степени вытяжки (λ) 30-33.

Прочность на растяжение ориентированных лент СВМПЭ увеличилась на 74% при добавлении 0,1 мас.% ПЭ-воска, от 743 МПа для чистого СВМПЭ до 1290 МПа. Модуль Юнга увеличился на 66% при добавлении 1 мас.% ПЭ-воска, от 33,2 ГПа для чистого СВМПЭ до 55,1 ГПа. Добавление ПЭ-воска способствует увеличению работы разрушения ориентированных лент СВМПЭ (32 МПа для чистого СВМПЭ, 72,6 МПа при добавлении 0,2 мас.% ПЭ-воска). Увеличение энергии разрушения является очень важным параметром при создании из ориентированных лент СВМПЭ изделий для бронезащиты.

Высокоориентированные лент СВМПЭ имеют легкий вес (плотность ρ=0,95-0,98 г/см^3), низкий коэффициент трения, высокую износостойкость и высокую прочность, что делает их перспективным материалов для создания подшипников скольжения, различных направляющих, футеровки и т.д.

ПОЛИМЕР-МАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, НАПОЛНЕННЫЕ КАРБИДОМ КРЕМНИЯ

С.Д Игнатьев, А.А. Степашкин, С.Д. Калошкин

НИТУ «МИСиС», ignatyev.s.11@gmail.com

Композиционные материалы – динамично развивающаяся область материаловедения, которая представляет огромный интерес для научных исследований. Популярность использования композиционных материалов в современной технике обусловлена уникальной возможностью формирования заданного набора физико-механических, теплофизических, трибологических характеристик для эксплуатации в заданных условиях. Материалы, используемые в трибологических системах, должны обладать высокими показателями износостойкости и прочности. Высокие значения теплопроводности определяют предельные тепловые режимы работы материала в узле трения. В настоящее время на базе лабораторного комплекса НИТУ «МИСиС» разрабатываются новые виды композитов на основе карбонизованных полимерных матриц, наполненных карбидом кремния. Добавление карбида кремния позволит получать композиты, пригодные для использования в трибологических системах.

Объектом исследования данной работы являются композиционные материалы на основе бутадиен-нитрильного каучука марки БНКС-18. В качестве армирующего элемента выступает дискретный порошок карбида кремния (средним размер частиц 3 мкм). Процедуру ввода наполнителя в полимерную матрицу осуществляли с помощью вальцевания сырой эластомерной смеси. Вторым этапом формирования композитов являлся процесс низкотемпературной вулканизации при температуре 170 ^{o}C в течение 10 минут. Вулканизованные образцы подвергали низкотемпературной карбонизации в течение 8 часов в инертной атмосфере. Получены композиты с различной степенью наполнения карбидом кремния – от 0 до 450 масс. частей на 100 массовых частей каучука с шагом 50 массовых частей.

На рисунке 1 представлена микроструктура карбонизованных составов. Можно сделать вывод, что в процессе смешения обеспечивается равномерное распределение наполнителя в эластомерной матрице. Методом лазерной вспышки позволил определить значения температуропроводности образцов и рассчитаны значения коэффициентов теплопроводности. Теплопроводность карбонизованных материалов возрастает в 5 – 6 раз с 0,15 до 1,1 – 1,4 Вт/(м*К) в зависимости от состава.

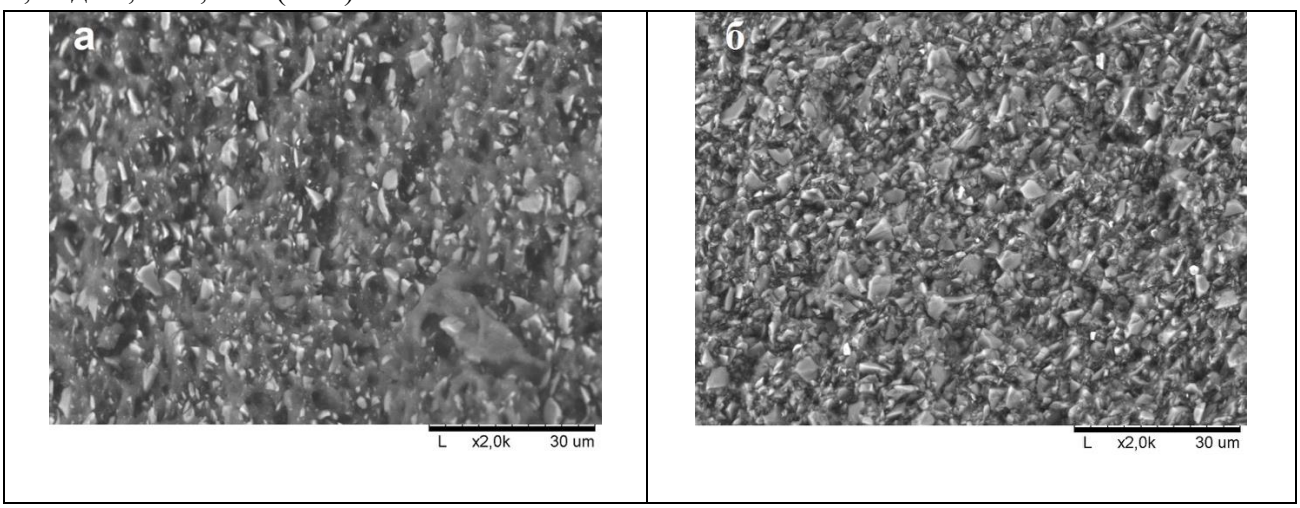


Рисунок 1 – Микроструктура карбонизованных эластомерных смесей: а –100 массовых частей SiC, б - 400 массовых частей SiC.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

А.Ю. Токмачева-Колобова, С.Д. Прокошкин

[1] Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия
[2] НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

anastasiia.misis@gmail.com

Представлены результаты исследования изменений структурно-фазового состояния сплава с памятью формы Ti-50.7 ат. % Ni (никелид титана) после динамического нагружения методом Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона [1].

Методами световой, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа изучены особенности формирующейся структуры и фазового состава исследуемого сплава в различных исходных структурных состояниях, сформированных методами механико-термической обработки.

На основании проведенных ранее авторами детальных исследований эволюции микроструктуры изучаемого сплава в процессе изотермического отжига [2] были выбраны следующие исходные состояния: после горячей поперечно-винтовой прокатки при температуре 850 °C; после отжига при 700 °C, 20 мин.; после дополнительного старения при температуре 430 °C, 10 ч. Последнее характеризуется выделением большого количества частиц избыточной фазы Ti_3Ni_4 размером около 100 нм.

В результате динамического нагружения обнаружено появление мартенситной фазы в сплаве во всех исследованных состояниях. За счет протекающего фазового превращения происходит измельчение исходной крупнозернистой структуры до наноразмерного масштаба.

Рассмотрены особенности структур, формирующихся после динамического нагружения в различных исходных состояниях.

Авторы выражают благодарность за помощь в проведении экспериментов проф. В.Н. Перевезенцеву и к.ф.-м.н. Ф.О. Миловичу.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП НИТУ МИСИС при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-32-90017.

Список использованной литературы:

1. Kolsky H. An investigation of the mechanical properties of material at very high rates of loading // Proc. Phys. Soc. London. - 1949. - V. 628. - P. 676–700.
2. Колобова А.Ю., Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Инаекян К.Э., Браиловский В. Исследование эволюции структуры и кинетики мартенситных превращений в никелиде титана при изотермическом отжиге после горячей поперечно-винтовой прокатки. // ФММ. – 2018. – Т. 119. – № 2. – С. 144–156.

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ В ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

И.А. Хрипливец, А.М. Глезер, Р.В. Сундеев

НИТУ «МИСиС», г. Москва
misshriplivets@mail.ru

В настоящее время ведутся интенсивные исследования по созданию новых многофункциональных материалов, обладающих комплексом уникальных и трудно сочетаемых физико-химических и механических свойств. Одним из наиболее эффективных методов получения подобных перспективных материалов является использование различных экстремальных воздействий (закалка из расплава, плазменная, лазерная и ультразвуковая обработка, ударные воздействия и т.п.). Среди экстремальных методов воздействия на твердое тело следует особо выделить метод больших пластических (мегапластических) деформаций (МПД), ведущий к формированию необычных структур и высоких физико-механических свойств.

Одним из уникальных свойств аморфных металлических сплавов является их способность к пластическому течению при относительно низких температурах. Предварительное деформирование в объемных металлических стеклах приводит к повышению пластичности за счет формирования полос сдвига в образце. Каждая из предварительно сформированных полос сдвига является источником зарождения новых многочисленных полос сдвига. Эти новые полосы вносят свой значительный вклад в общую деформацию образца, но не приводят к разрушению.

Целью данной работы является оценка влияния мегапластической деформации на пластичность объемных аморфных сплавов на основе Zr, используя для этой цели метод микроиндентирования.

Методом микроиндентирования по Виккерсу и с помощью прецизионного измерения относительной высоты «короны» у основания отпечатка изучена склонность к пластическому течению в объемных аморфных сплавах $Zr_{60}Cu_{18,5}Nb_2Ni_{7,5}Al_{10}Ti_2$ и $Zr_{52,5}Cu_{17,9}Ni_{14.6}Al_{10}Ti_5$ в зависимости от величины пластической деформации в процессе предварительной НРТ-обработки при комнатной температуре. Установлено, что в изученных сплавах наблюдаются три стадии изменения склонности к пластическому течению в зависимости от значения числа полных оборотов подвижного бойка камеры Бриджмена. При n (число полных оборотов в камере Бриджмена) не более 2 происходит рост пластичности на (35-50) %. При n в интервале 2-4 повышенная пластичность сохраняется без изменений, при n не менее 5 происходит резкое падение пластичности до значений более низких, чем в исходном состоянии. Высказано предположение, что трехстадийный характер изменения склонности к пластическому течению обусловлен циклическим характером эволюции ближнего порядка в процессе НРТ:

Работа выполнена при государственной поддержке в рамках реализации программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» (грант № К2А-2018-055 и К2-2017-089)

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБРАЗЦА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ PH-1, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

А.В. Макаров[1], В.П. Кузнецов[2], Е.Г. Волкова[1], В.А. Сирош[1], С.В. Колмаков[2], А.Г. Меркушев[2]

[1]ИФМ УрО РАН, [2]УрФУ; av-mak@yandex.ru

В настоящее время большое внимание привлекает аддитивное производство (AM – additive manufacturing). Это быстро развивающаяся технологическая область для изготовления сложных деталей в медицине, аэрокосмической и автомобильной промышленности и т. д. Одним из ее перспективных направлений является селективное лазерное сплавление/плавление (SLM), которое состоит в послойном формировании изделия путем сканирования лазерным лучом порошкового слоя, нанесенного на подложку. В работе исследования проводились на образцах из нержавеющей стали, сформированных методом селективного лазерного сплавления. Химический состав порошка стали EOS PH-1: Cr 14.0-15.5%; Ni 3.5-5.5%; Cu 2.5-4.5%; Mn ≤1%; Si ≤ 1%; Mo ≤ 0.5%; Nb 0.15-0.45%; C ≤ 0.07%. Распределение размера частиц порошка показало, что около 3% частиц, от общего их количества, имеют размер меньше 10 мкм; 14% имеют размер 10-20 мкм; 20% имеют размер 20-30 мкм; 49% имеют размер 30-40 мкм, размеры остальных частиц превышают 40 мкм.

На рис. 1 показана структура исходного (без последующих обработок) образца стали EOS PH-1. Образец был вырезан в вертикальной плоскости, параллельной оси z, в направлении роста образца при селективном лазерном сплавлении. На рис. 1 видны вытянутые мартенситные крситаллы, внутри которых сформировалась дислокационная ячеистая структура. На светлопольном изображении (рис. 1а) присутствуют также частицы размером 70-150 нм. У образца, вырезанного в поперечной плоскости, структура аналогична. На картине микродифракции рис. 1а кроме мартенситных рефлексов присутствуют рефлексы аустенита.

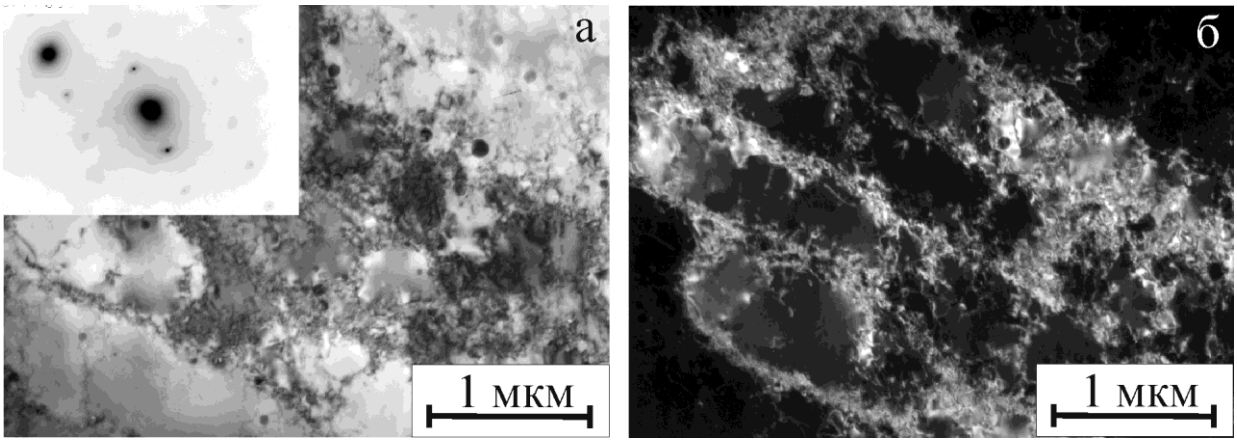


Рис. 1. Структура исходного (без последующих обработок) образца стали EOS PH-1: а — светлопольное изображение и картина микродифракции; б — темнопольное изображение в мартенситном рефлексе

При такой структуре микротвердость стали составляет 395 ±15 HV0.05, а твердость 325±25 HB. Предел текучести $\sigma_{0.2}$= 925±85 МПа, предел прочности $\sigma_в$ достигает значений 1130±90 МПа. Поверхность образца имеет шероховатость Ra= 0.53 ± 0.05 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-48-660065 р_а).

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ВЫДЕЛЕНИЯ α_2-ФАЗЫ В ПСЕВДО α-СПЛАВЕ Ti-10 масс.%Al

Е.Н. Попова[1], К.И. Луговая, Н.А. Попов
[1]Инстит физики металлов УрО РАН; Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н.Ельцина. Екатеринбург. n.a.popov@urfu.ru

Материалом исследования в данной работе служили сплавы титана на основе системы Ti-10 мас.%Al, дополнительно легированные молибденом, ниобием, оловом и цирконием. При выборе составов исходили из условия, что молибденовый эквивалент сплава должен быть меньше 2-х, т.е. сплав должен относиться к группе псевдо α -сплавов.

После выплавки слитки подвергали гомогенизации в вакуумной печи при температуре 1200^{o}C с выдержкой в течение 6 часов с последующим охлаждением в печи до комнатной температуры. Термическую обработку проводили при температурах 1200^{o}C (β-область) и 950^{o}C (α-область) с выдержкой 1 час и последующей закалкой в воде. Формирование двухфазной $\alpha+\alpha_2$ –структуры осуществляли за счет последующего старения при 650^{o}C с выдержками 100, 150 и 300 часов.

Для сплавов, закаленных из β-области в структуре фиксировался пластинчатый мартенсит. Частиц вторых фаз обнаружено не было, но для сплавов, легированных оловом на электронограммах наблюдались слабые диффузные размытия в местах, соответствующих выделениям α_2-фазы. В случае закалки из α - области в сплавах с молибденом и ниобием формировалась двухфазная структура с небольшим количеством β-фазы. Дополнительное введение циркония и/или олова способствовало появлению на электронограммах слабых рефлексов от α_2-фазы.

Проанализировано влияние легирования на периоды решеток α и α_2-фаз и показано, что введение молибдена и ниобия уменьшают периоды решетки, как α, так и α_2-фазы, что хорошо фиксируется сдвигом линий на дифрактограммах в сторону больших углов. Дополнительное легирование цирконием способствует увеличению периодов α-фазы до значений, соответствующих базовому сплаву Ti-10 масс.%Al, а период «а» α_2 становятся даже несколько больше, чем в исходном сплаве, в то время, как «с» практически не изменяется. Тенденции в легировании оловом вместо циркония аналогичные, но эффект от 3% олова несколько меньше, чем от 4% циркония. Совместное легирование сплава цирконием и оловом приводит к росту периода «а» как α, так и α_2 фаз и практически к неизменному значению «с» в обеих фазах. Изучена кинетика изменения периодов решеток при старении.

Установлено, что выделение частиц α_2-фазы в сплавах с исходной мартенситной структурой протекает по механизму зарождения и роста, а в случае двухфазной структуры распад α-твердого раствора имеет черты спинодального. По мере роста форма частиц меняется от практически равноосной эллипсоидальной до вытянутой.

Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Лазер») Г.р.№ АААА-А19-119070490049-8

ВЫДЕЛЕНИЕ ВТОРЫХ ФАЗ ПРИ НАГРЕВЕ ЗАКАЛЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ β-ФАЗОЙ

А.О. Петрова[1], М.С. Карабаналов, А.А. Попов
[1]*Институт физики металлов УрО РАН; Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н.Ельцина, Екатеринбург.* a.o.petrova@urfu.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучены процессы распада метастабильного β-твердого раствора в титановом сплаве переходного класса системы Ti - Mo с условным коэффициентом β-стабилизации 1,3.

Материалом исследования служили прутки из сплава Ti - 14Mo, диаметром 20 мм. В ходе работы было проведено исследование образцов после закалки в воде с температур β-области (850….950) °С при непрерывном нагреве со скоростью 5 К/с и при старении в интервале температур 400…600 °С с выдержками до 8 часов.

Показано, что при закалке сплава образуется атермическая ω-фаза с несовершенной структурой, количество которой увеличивается с увеличением температуры закалки. Периоды решетки этой $\omega_{ат.}$-фазы отличаются от табличных значений, причем период «а» несколько больше, а «с» меньше по сравнению с табличными значениями, что обусловлено искажениями решетки при сдвиговом β→ω превращении и, как следствие, повышенной концентрацией молибдена в данной фазе. В матрице наблюдается характерный полосчатый контраст, который может быть следствием протекания процессов расслоения.

Изучение изменения фазового состава при нагреве со скоростью 5 К/мин позволило показать, что при температурах выше 200°С наблюдается образование эллипсовидных частиц изотермической ω-фазы, количество которой максимально при 370…420°С, а при нагреве выше 500°С частиц ω-фазы не наблюдали. Об образовании изотермической ω- фазы косвенно свидетельствует незначительное уменьшение периода решетки матрицы в интервале температур 200…450 °С. Следует отметить, что периоды решетки изотермической ω-фазы меньше, чем зафиксированные для атермической фазы и ближе к рассчитанным значениям, исходя из периода решетки β-матрицы.

Установлено, что выделение α-фазы начинается при нагреве выше 480°С, причем первые частицы имеют морфологию близкую к ω-выделениям. Этот факт может свидетельствовать о том, что частицы зарождаются на межфазных β/ω-границах. Эти частицы, по все видимости, метастабильны, так как при нагреве выше 500°С равноосные частицы α-фазы не наблюдаются, а фиксируются α- пластины с плоскостями габитуса близкими к {112} и {334}.

Изучение процессов выделения вторых фаз при старении подтверждает описанную выше картину. В процессе старения при 400 °С в микроструктуре наблюдаются относительно равноосные выделения ω-фазы, которые равномерно расположены по телу β-зерна. В отдельных зернах наблюдается полосчатый контраст, кристаллография которого аналогична образцам в закаленном состоянии. Увеличение температуры старения до 450 °С приводит к росту частиц ω-фазы. Морфология выделений при этом не изменяется. В структуре сплава, состаренного при 500 °С, начинается выделение α-фазы в виде тонких пластин, размеры которых увеличиваются по мере увеличения длительности старения. При выдержках более 2 часов наблюдается утолщение ранее образовавшихся пластинчатых выделений.

Как при непрерывном нагреве, так и в процессе старения выделение второй фазы сопровождается ростом твердости.

Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Лазер») Г.р.№ АААА-А19-119070490049-8

ХЛАДОСТОЙКИЙ СЛОИСТЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ СЭНДВИЧ-СТРУКТУРЫ ТИПА «СТАЛЬ – РЕЗИНА» С ПОВЫШЕННОЙ ДЕМПФИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТЬЮ

С.В. Гладковский, С.В. Кутенева, П.Д. Недзвецкий, Д.И. Вичужанин

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
gsv@imach.uran.ru

Металлополимерные композиционные материалы, обладающие повышенными прочностными характеристиками совместно с низкой плотностью, в настоящее время находят все более широкое применение в авиакосмической технике, автомобилестроении и транспортном машиностроении. Данные материалы обладают ярко выраженными вязкоупругими свойствами, что позволяет их применять в качестве вибродемпфирующих элементов и отказаться при проектировании от специальных систем демпфирования. Значительный практический интерес представляет одна из разновидностей металлополимерных композиционных материалов – сэндвич-структурные композиционные материалы «Сталь-резина». В связи с этим в работе были изучены характеристики ударной вязкости и определены показатели демпфирующей способности, полученных методом холодного склеивания, 3-слойных композиционных материалов на основе стали 09Г2С с прослойками из морозостойкой резины 1Ф-1-ТМКЩ-С с объемной долей резиновой составляющей 20%.

Испытания на ударную вязкость были проведены при комнатной (+20°С) и пониженной (-60°С) температуре на инструментированном маятниковом копре «Tinius Olsen» IT542M по ГОСТ 9454. В результате было установлено, что при комнатной температуре характеристики ударной вязкости монолитной стали 09Г2С и 3-слойного композита типа «Сталь-резина» имеют близкие значения (KCV = 0,83-0,87 МДж/м2). Однако при температуре испытаний -60°С 3-слойный композиционный материал превосходит по величине ударной вязкости сталь 09Г2С примерно в 2 раза. При исследовании образцов клееного композита на основе металла и резины после ударных испытаний было установлено, что при приложении ударной нагрузки не зависимо от температуры испытаний наблюдается только пластический изгиб второго слоя стали 09Г2С. При понижении температуры до -60 °С во время испытания образца композита произошло разрушение как слоя 09Г2С, а также слоя резины, однако последующий слой 09Г2С не разрушился.

Оценка демпфирующий способности образцов стали 09Г2С и 3-слойного композита на его основе проводилась методом динамического механического анализа (ДМА) циклическом знакопеременном растяжении плоских образцов толщиной 10 мм на испытательной машине INSTRON 8801 при нагружении по жесткой схеме с частотой 1Гц, общим количеством циклов N = 100 и действующих напряжениях $\sigma \approx 0{,}2\text{-}0{,}4.\sigma 0{,}2$ (стали 09Г2С). Применение резины в многослойных металлополимерных композитах, полученных методом холодного склеивания, позволяет придавать им повышенные демпфирующие свойства, оцениваемые с помощью комплекса таких показателей вибростойкости как тангенс угла механических потерь (tgδ), модуль упругости (E') и модуль вязкости (E'').

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-00084).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 09Г2С

В.А. Хотинов[1], А.Н. Морозова[2], Г.В. Щапов[1]

[1]*Уральский федеральный университет имени Б.Н. Ельцина, khotinov@yandex.ru*
[2]*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, zazma7@mail.ru*

Исследовались плоские образцы строительной стали 09Г2С, обработанные по режимам: нормализация от 950 °С (образец 1), нормализация + ε=3 % + 250 °С (образец 2), закалка +отпуск 680°С (образец 3), закалка +отпуск 680°С + ε=3 % + 250 °С (образец 4), которые контрастно различались по величине эффекта деформационного старения (ЭДС). Установлены общие закономерности пластического течения и особенности, вызванные различной величиной закрепления дислокаций.

Путем анализа полей компонент продольной (ε_{yy}) и сдвиговой (ε_{xy}) деформации, а также профилей распределения ε_{yy} по различным трассам, полученных методом корреляции цифровых изображений (КЦИ), получена обширная информация по эволюции пластического течения на всех стадиях растяжения образцов с деформационным старением и без него.

В нормализованном состоянии (образец 1) на диаграмме растяжения σ – δ вслед за площадкой текучести наблюдается протяженная линейная стадия $\delta_{лин}$ = 2,6 %. Последующая степенная стадия характеризуется максимальным показателем упрочнения n = 0,2. Образец 1 характеризуется повторяющимся возникновением новых полос, вливающихся в быстро растущий очаг деформации – особым механизмом деформации Людерса, имеющим следующие черты: большая поперечная скорость движения полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ) (≥ 60 мм/с); протяженные линейная и степенная стадия при низким $\sigma_в$; хорошая пластичность при низкой прочности; деформационное упрочнение со значительным n.

Образец 2 характеризуется зарождением ПЧЛ у галтели и быстрым ее пересечением второй полосой с формированием очага деформации (ОД). Скорость продольного роста ОД минимальна (~1 мм/с), что обуславливает наличие протяженной площадки текучести. Рост ОД происходит за счет движения фронта второй полосы вплоть до прохождения всей базы образца. Фронты извилистые за счет неоднородной деформации в отдельных крупных зернах. На сосредоточенной стадии деформации происходит формирование шейки и магистральной трещины (МТр), которая расположена перпендикулярно оси растяжения (как и в образце 1).

В образце 3 после закалки и отпуска реализуется деформация Людерса первого типа [1] – расширение одной полосы, которое началось от ребра в середине образца. Рост фронтов ОД происходит в обе стороны со скоростями $V_{ниж}$= 0,4 мм/с, $V_{верх}$ = 1 мм/с. На диаграмме σ – δ выделяется линейная стадия $\delta_{лин}$ = 2,8 %. Коэффициент упрочнения на степенной стадии составляет n = 0,1. Формирование шейки и МТр на сосредоточенной стадии происходит под углом 45° к оси растяжения.

В образце 4 происходит формирование и дальнейший рост навстречу двух очагов деформации, которые зародились у противоположных галтелей образца. Полное объединение (встреча) двух фронтов происходит уже на линейной стадии – ОД занимает всю базу образца. Формирование шейки и МТр на сосредоточенной стадии происходит перпендикулярно к оси растяжения. Анализ результатов, полученных методом КЦИ, совместно с выделением стадий на кривой растяжения σ – δ позволил установить наиболее характерные черты на различных стадиях пластического течения образцов, имеющих различную величину деформационного старения.

[1] - Хотинов В.А., Полухина О.Н., Вичужанин Д.И., Щапов Г.В., Фарбер В.М. Изучение деформации Людерса в ультрадисперсной низкоуглеродистой стали методом корреляции цифровых изображений / Письма о материалах. 2019. Т.9. №3. С.328-333.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ИЗЛОМОВ ОБРАЗЦОВ НА РАСТЯЖЕНИЕ СТАЛИ 20Х3

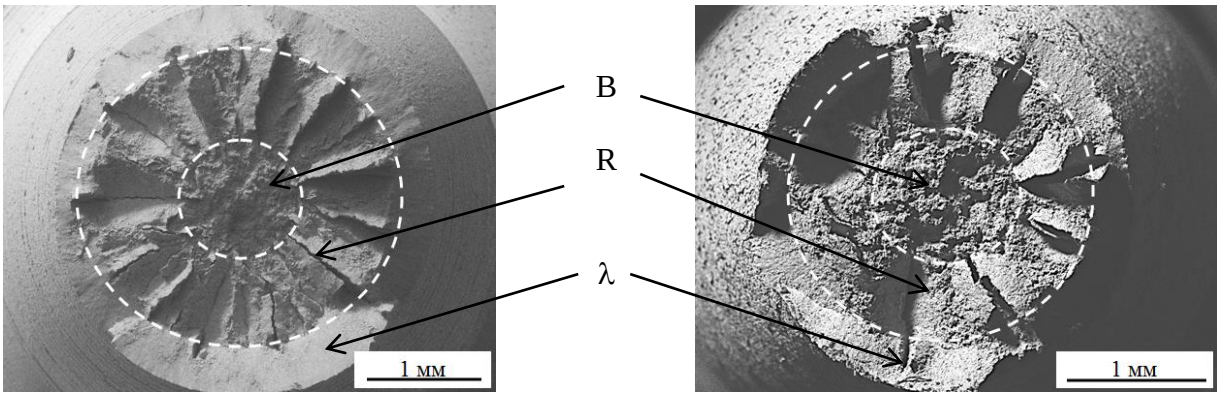
О.В. Селиванова, В.А. Хотинов, Г.Д. Кореннов, Д.С. Култышева

Уральский федеральный университет имени Б.Н. Ельцина, sov23@mail.ru

В работе изучены образцы из стали 20Х3 после закалки от 900 °С и отпуска в интервале температур 250…650 °С со временем выдержки от 0.4 до 3 часов с последующим охлаждением в воде или на воздухе. С помощью макроанализа и растровой электронной микроскопии (РЭМ) изучены особенности рельефа поверхности разрушения образцов после растяжения.

Установлено, что на поверхности разрушения образцов исследуемой стали после растяжения наблюдаются три зоны: в центре волокнистая В, радиальная R, губы среза λ (рис.1).

Исследованием микорельефа с помощью РЭМ установлено, что волокнистая зона имеет вязкий излом, включающий в себя очаговые (вторичные) трещины вытянутой или неправильной формы размером 10…20 мкм, расположенные перпендикулярно к поверхности излома.



а *б*

Рис.1. РЭМ изображение образца стали 20Х3 после закалки и отпуска ($\tau_{выд}$ = 1 ч, воздух)
а – $t_{отп}$ = 450 °С; *б* – $t_{отп}$ = 650 °С

Для радиальной зоны характерны гребни с элементами хрупкого разрушения, разделяющие излом на отдельные сегменты, поверхность которых имеет чашечный тип излома, характерный для вязкого разрушения.

Между волокнистой и радиальной зонами имеется переходная область, содержащая ямки различного размера от 5 до 30 мкм, причем самые крупные окаймлены извилистыми трещинами.

Сравнительно однородный микрорельеф чисто вязкой зоны λ состоит из находящихся в контакте равноосных ямок размером (1…2 мкм). В ней, в отличие от зоны В, отсутствуют элементы хрупкого разрушения.

Проведенная количественная оценка размеров зон показала влияние температуры отпуска на параметры излома (размеры зон, количество гребней в радиальной зоне, размеры и вид ямок в вязких участках излома). Так, например, после отпуска при $t_{отп}$ = 450°С размеры зон В, R и λ составляют 0.5, 2.0 и 1.2 мм, соответственно. После $t_{отп}$ = 650°С размеры зон В, R и λ равны 0.4, 1.3 и 1.3 мм, соответственно.

АДАПТАЦИЯ МОДЕЛИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ТРУБНОЙ МАРКИ СТАЛИ К60 В ПОТОКЕ ТЛС

В.Н. Дегтярев, К.Б. Масленников, С.И. Платов, Н.В. Урцев, Е.Д. Мокшин

Исследовательско-технологический центр «Аусферр», Магнитогорский технический университет им. Г.И. Носова. Магнитогорск
ausferr@mail.ru, rts@ausferr.ru

Развитие процессов производства проката в направлении гибких технологических схем при одновременном ужесточении требований к показателям качества актуализирует вопросы поиска эффективных и результативных методов целенаправленного управления качеством продукции через воздействие на технологические факторы с применением адаптивных систем управления технологическими процессами.

В ходе проведенной работы решены следующие задачи.

Проведена серия лабораторных экспериментов с варьированием траекторий охлаждения образцов для достижения спектра структурных состояний, характерных для трубного проката из стали категории прочности К60, определены удельные тепловые эффекты распада аустенита по феррито-перлитному, бейнитному и мартенситному механизмам.

Используя атомистическое моделирование и результаты, полученные методами теоретической термодинамики, проведен детальный анализ физических процессов, протекающих в прокате при прохождении им технологической линии ТЛС «5000». Показано, что наиболее значимыми и вариабельными физическими процессами, ответственными за формирование конечного структурного состояния металла, а, следовательно, и комплекса потребительских свойств, являются процессы распада аустенита, происходящие при ускоренном охлаждении. Соответственно, в число ключевых технологических параметров производства толстолистового трубного проката должны быть включены послойные температурные траектории, реализующиеся при охлаждении листа.

Необходимая для расчета температурных траекторий феноменологическая модель кинетики полиморфных превращений была построена на основании экспериментально установленной зависимости скорости превращения от удельной мощности теплового потока и текущей температуры.

Основным результатом стала разработка и компьютерная реализация модели изменения термического состояния толстолистового трубного проката при прохождении им технологической линии ТЛС «5000». Для этого, по различным режимам, проведена опытная прокатка пяти слябов до конечной толщины 25,8 мм. Аттестовано структурное состояние готовых листов, определены механические свойства полученных объемов проката. Проведена процедура адаптации феноменологических моделей феррито-перлитного, бейнитного и мартенситного типов превращений для стали К60.

ВЫДЕЛЕНИЕ ФАЗ ИЗ Al-ТВЕРДОГО РАСТВОРА Al-Mg-Si С ДОБАВКАМИ Sc, Zr И Hf ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Н.Р. Бочвар [1], О.В. Рыбальченко [1,2], Н.П. Леонова [1], Н.Ю. Табачкова [2.3], Г.В. Рыбальченко [4], Л.Л. Рохлин [1]

[1]*Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*
[2] *НИТУ «МИСиС»,Москва, Россия*
[3] *Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, г. Москва, Россия*
[4]*Физический институт имени П. Н. Лебедева РАН, Москва, Россия*
bochvar@imet.ac.ru

Исследовали влияние равноканального углового прессования (РКУП) на температуру и последовательность выделения упрочняющих фаз в сплавах системы Al-Mg-Si, лежащих вблизи псевдобинарного сечения Al-Mg_2Si и легированных переходными металлами Sc+Zr и Sc+Hf, с помощью дифференциального сканирующего калориметрического анализа (ДСК). Из пересыщенного твердого раствора в сплавах Al-Mg_2Si последовательно выделяются игольчатые кристаллы β″ фазы, кристаллическая решетка которой полностью когерентна матрице; крупные стержни метастабильной фазы β′ и стабильная фаза Mg_2Si. Переходные металлы Sc, Zr и Hf не изменяют характера распада твердого раствора, но способствуют выделению частиц $(Sc_{1-x}, Zr_x)Al_3$ или $(Sc_{1-x}, Hf_x)Al_3$. Сплавы содержали 0,8Mg, 0,46Si, 0,05Ti, 0,2Sc, 0,1Zr, 0,1Hf (% по массе). Выплавленные слитки после гомогенизации при 480°C- 4 ч. были подвергнуты РКУП (4 прохода) при комнатной температуре по маршруту Вс с углом пересечения каналов 120°C.

Методом ДСК анализа определяли последовательность выделения фаз в процессе линейного нагрева. Результаты ДСК анализа для Al-Mg-Sicплавов Al-Mg_2Si, Al-Mg_2Si-(Sc+Zr), Al-Mg_2Si-(Sc+Hf) приведены в таблице. Температуры на ДСК кривых закаленных сплавов показывали три экзотермических пика, которые соответствовали образованию двух метастабильных фаз β″, β′ и равновесной фазы β (Mg_2Si). Пики на кривых ДСК анализа образцов после РКУП отличались от пиков, полученных после закалки, по температуре и форме. Первый пологий пик, который отсутствовал на кривых закаленных сплавов, начинался при температуре 175°C и плавно переходил в острый пик около 245°C. Пологий пик можно считать началом выделения β″ фазы, а второй - как два наложенных суб-пика, которые соответствовали образованию фаз β″ и β′. Следующий заметный экзотермический пик около 350°C отвечал образованию стабильной β (Mg_2Si) фазы.

Фазы	Al-Mg_2Si		Al-Mg_2Si-(Sc+Zr)		Al-Mg_2Si-(Sc+Hf)	
	закалка	РКУП	закалка	РКУП	закалка	РКУП
β″	246,5		253,7		254,6	
β′	345,1		339,8		342,1	
β″/ β′		242,6		245,7		247,3
β	469,9	353,8	456,9	348,5	459,9	342.1

Последовательность выделения фаз после РКУП практически одинакова для Al-Mg2Si сплавов с добавками (Sc+Zr) и (Sc+Hf), а температуры их образования сместились к более низким температурам по сравнению с закаленным состоянием.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00947-20-00.

ПРОТИВООПУХОЛЕВАЯ АКТИВНОСТЬ СПЛАВОВ Mg-6%Ag И Mg-10%Gd У МЫШЕЙ С ПРИВИТОЙ МЕЛАНОМОЙ

Н.С. Мартыненко[1], Н.Ю. Анисимова[2], М.В. Киселевский[2], Д.Р. Темралиева[1,3], О.В Рыбальченко[1], Р. Виллумайт-Ремер[4], С.В. Добаткин[1,3], Ю.З. Эстрин[5,6]

[1]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
[2]НМИЦ онкологии имени Н.Н. Блохина Минздрава России, Москва
[3]НИТУ «МИСиС», Москва, nataliasmartynenko@gmai,.com
[4]Центр им. Гельмгольца в г. Гестхахт, Гестхахт (Германия)
[5]Университет им. Монаша, Мельбурн (Австралия)
[6]Университет Западной Австралии, Перт (Австралия)

В настоящей работе проводилось исследование, в котором образцы сплавов Mg-6%Ag и Mg-10%Gd до и после равноканального углового прессования (РКУП), были имплантированы в опухоль (меланому), привитую мыши. Для исследования противоопухолевой активности *in vivo* цилиндрические образцы сплавов диаметром ~1,5 мм и длиной ~6 мм имплантировали мышам с подкожно привитой меланомой на срок 10 дней.

Оценка скорости деградации сплавов *in vitro* в питательной среде DMEM (Dulbecco's Modified Eagle Medium) показала, что РКУП сплава Mg-6%Ag приводит к значительному ускорению деградации в условиях *in vitro* с 0,43 ± 0,10 мм/год после гомогенизации до 3,74 ± 0,54 мм/год. Скорость же деградации сплава Mg-10%Gd после РКУП выросла с 0,15 ± 0,14 до 2,19 ± 0,78 мм/год. Причина роста скорости деградации заключается в изменении структуры и фазового состава сплавов в процессе деградации. Эффективность сплавов Mg-6%Ag и Mg-10%Gd, как противоопухолевых агентов, оценивалась путем определения жизнеспособности *in vitro* опухолевых клеток PC-3 по сравнению с нетрансформированными клетками adhPBMC. Кроме того, пролиферацию опухолевых клеток оценивали путем измерения процентного содержания клеток Ki67(+). После совместной инкубации достоверно установлено снижение жизнеспособности опухолевых клеток и процента клеток Ki-67(+), отражающих их способность к пролиферации. Наибольший эффект наблюдался после инкубации опухолевых клеток на образцах сплавов Mg-10%Gd и Mg-6%Ag после РКУП. Кроме того, эффект гомогенизированного сплава Mg-10%Gd превышал эффект гомогенизированного сплава Mg-6%Ag. Эти результаты подчеркивают избирательный характер цитотоксичности *in vitro* исследуемых сплавов в отношении опухолевых и нетрансформированных клеток. Эффект был особенно заметен для сплава Mg-10%Gd после РКУП.

Исследования противоопухолевых свойств сплавов, проведенные на мышах с привитой меланомой B16, показали, что только в контрольной группе структура опухолевых узлов была однородной и не содержала полых участков. В то же время, в тканях меланомы мышей, которым были имплантированы сплавы, были обнаружены участки разрушенной опухоли, заполненные пузырьками водорода. Наиболее выраженные изменения были обнаружены на КТ-изображениях мышей с имплантированными образцами сплава Mg-10%Gd после РКУП, где деструкция опухолевого узла составила около 40% от его объема. При этом эффективность ингибирования роста опухоли уменьшалась в следующей последовательности: Mg-10%Gd после РКУП > Mg-6%Ag после РКУП > Mg-10%Gd после гомогенизации > Mg-6%Ag после гомогенизации (последний сплав практически не показывает заметного эффекта). Эти результаты нельзя объяснить только различиями в интенсивности биодеградации сплавов в исследованных условиях и они, вероятно, также связаны со специфическим эффектом выделяющихся ионов металлов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания №075-00328-21-00.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНОГО МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ TRIP\TWIP СТАЛЕЙ

Д.В. Просвирнин, М.Д. Ларионов, А.Г. Колмаков, А.В. Ларионова, М.Е. Пруцков, С.В. Пивоварчик

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, dprosvirnin@imet.ac.ru

Металломатричные композиты, с каждым днем, все чаще находят свое применение в областях, где предъявляются повышенные требования к эксплуатационным свойствам. Выполнение таких условий использования зачастую не может быть достигнуто материалами, составляющими композит, по отдельности. В сравнении с металлами и их сплавами, металломатричные композиты могут предложить следующие свойства [1]: повышенные статические, динамические и циклические прочностные свойства; стабильность форм; жаропрочность и жаростойкость; коррозионностойкость.

В качестве перспективного материала в нашей лаборатории предполагается разработать композит на основе TRIP/TWIP стальных матриц. TRIP-стали (Transformation Induced Plasticity,) и TWIP (Twinning-Induced Plasticity) -стали, которые при одинаковой или близкой прочности по сравнению с мартенситно-стареющими или легированными высокопрочными сталями более пластичны и отличаются высоким пределом текучести [2]. Высокие механические свойства и характеристики ударной прочности TRIP-сталей, содержащих остаточный аустенит, зависят от его бездиффузионного превращения, вызванного деформированием, в высокоуглеродистый мартенсит. Образованный мартенсит деформации негативно повлияет на усталостные свойства материала. Традиционные методы термообработки и обработки давлением позволяют заметно улучшить комплекс механических характеристик. Однако, оставляют значительно дефектную поверхность как микро, так и макро повреждения. К настоящему времени теоретически установлено и экспериментально подтверждено, что состояние поверхностных слоёв во многом определяет не только коррозионную стойкость металлических материалов, но и их механические (усталостные) свойства. За счёт создания тонких (1-100 мкм) модифицированных слоёв на поверхности TRIP/TWIP сталей, в том числе с использованием ионно-вакуумных технологий, можно достигнуть улучшения состояния (изменения свойств) поверхности и как следствие одновременного повышения характеристик усталостной прочности. В связи с этим, особенно актуальным является разработка композита на основе данных сталей и металлических покрытий. Такой подход позволит обеспечить получение материала, который по сравнению со указанными сталями будет обладать одновременно повышенными показателями прочности и пластичности, а также высокой коррозионной стойкостью в агрессивных средах.

Нами предложено нанести на поверхность изделия на слой толщиной до 500 мкм, В качестве наиболее перспективных материалов для покрытия могут рассматриваться стали и сплавы, обладающие более высокими пластическими и антикоррозионными свойствами по сравнению с TRIP /TWIP сталям, например, аустенитные нержавеющие стали, алюминиевые сплавы и сплавы на основе Ni, Cr и/или Co. Устранение негативного влияния поверхностных дефектов материала основы за счёт нанесённого защитно-функционального слоя, могут позволить продлить срок службы изделий из композита, что даст высокий экономический эффект, вследствие высокой стоимости производства TRIP\TWIP сталей, однако влияние того или иного элемента на совокупность свойств композита ещё предстоит определить.

1. Nikhilesh. Chawla. Metal matrix composites. – Springer-Verlag New York, 2016.

2. Knowledge M. Multi Phase Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel., 2007

3. Сиротинкин В. П., Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Шамрай В.Ф., Слизов А.К. Рентгенографическое исследование изменения структуры тонколистовой ТРИП-стали ВНС9-Ш после статического растяжения //Металлы. – 2015. – №. 2. – С. 61-67.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 20-08-00556 –А

ВЗАИМОСВЯЗЬ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИНИТРИДА АЛЮМИНИЯ

Д.В. Просвирнин, М.Д. Ларионов, А.Г. Колмаков, А.В. Ларионова, М.Е. Пруцков, С.В. Пивоварчик

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, dprosvirnin@imet.ac.ru

В эпоху технического прогресса задача поиска новых лёгких материалов интерес к современной технической керамике непрерывно возрастает. Керамика на базе оксинитрида алюминия обладает уникальным комплексом свойств, востребованным в различных областях техники, таких как автомобилестроение, авиастроение, производство защитных средств и материалов и пр.[1]

Рассмотрен вопрос трещиностойкости ударостойких керамик на основе оксинитрида алюминия $Al_{23}O_{27}N_5$, получаемых по двум схемам спекания (реакционного спекания и горячего прессования) смеси порошков Al_2O_3 и AlN при разных температурах и давлении. Проведён сравнительный качественный и количественный анализ трещиностойкости керамик $Al_{23}O_{27}N_5$ полученных реакционным спеканием и горячего спекания смеси порошков Al_2O_3 и AlN. [2]

Для исследования трещиностойкости взят универсальный твердомер 930N (Instron Wolpert Wilson Instruments, Нидерланды) позволивший проводить исследования в широком диапазоне нагрузок. Диапазон прикладываемых нагрузок на универсальном твердомере был выбран таким образом, чтобы, с одной стороны, он перекрывал нагрузки, применяемые в методе микроиндентирования, а с другой – размер отпечатка и трещины, образующие при этом, были соизмеримы с эксплуатационными аномалиями, которые присутствуют в ударостойкой керамике. Длину диагоналей отпечатка и трещин, формирующихся в его углах, измеряли с использованием растрового микроскопа Tescan Vega II SBU (Tescan, Чехия). В связи с тем, что исследуемая керамика является не проводящая ток материалом, полученные образцы предварительно подвергались поверхностному напылению проводящего слоя в напылительной установке Q150R ES (Quorum Technologies, Великобритания).

Результаты полученные после проведенного сравнительного качественного и количественного анализа трещиностойкости керамик Al23O27N5 позволяют дать оценку полученным данным по вязкости разрушения в сравнении с результатами из литературы в области исследования керамических материалов. [3-4] Для уплотненной керамики данный метод показал результат сравнимый с результатами, полученными в прошлых работах, однако для образцов с меньшим уплотнением такой метод непригоден. Развитие трещины напрямую зависит от уплотнения образца, так как поры являются преградами для распространения трещин. Полученные результаты исследования выявили, что данный метод для оксинитридной и других конструкционных керамик может быть предпочтителен в тех случаях, когда требуется срочное определение трещиностойкости и твердости, как взаимосвязанных параметров.

1. Просвирнин Д.В., Ларионов М.Д., Колмаков А.Г., Алиханян А.С., Пруцков М.Е., Пивоварчик С.В. Комплекс свойств керамики для применения в нефтегазовой промышленности // Булатовские чтения. 2018. Т. 4. С. 103-108

2. Prosvirnin D V et al. 2017 Effect of reaction sintering conditions on properties of ceramics based on alumina oxynitride Materialovedenie 10 pp 45-48

3. Moradkhani A. et al. Determination of fracture toughness using the area of micro-crack tracks left in brittle materials by Vickers indentation test. Journal of Advanced Ceramics. - 2013. No. 1. - pp. 87-102.

4. Bashta A. V., Gogotsi G. A. The study of ceramics in the implementation of the Vickers diamond pyramid. - 1990.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 216-08-00815 –А

ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr-X (X-Tb, Dy, Ho, Er, Yb)

Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, И.Е.Тарытина, Е.А, Лукьянова, Овчинниква О.А.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
rokhlin@imet.ac.ru

Основными характеристиками магниевых сплавов, предназначенных для использования в качестве конструкционных материалов, являются их прочностные свойства, которые можно повысить путем легирования. Введение редкоземельных металлов в магний позволяет существенно повысить прочностные свойства магниевых сплавов как при комнатной, так и при повышенной температурах [1,2]. Сплавы системы Mg-Y-Gd-Zr, к которым относится и сплав ИМВ7-1(Mg-5%Y-5%Gd-0.5%Zr) [2], демонстрируют высокий уровень механических свойств. Редкоземельные металлы присутствуют в рудах совместно, поэтому в работе приведены результаты исследования структуры и свойств сплавов этой системы при содержании в них, кроме основных иттрия и гадолиния, также других РЗМ иттриевой группы. Сплавы выплавляли в электрической печи сопротивления под флюсом ВИ-2 и исследовали в гомогенизированном при 515ºС в течение 6 ч и состаренном при 200°С состояниях, используя методы микроструктурного анализа, определения механических свойств на растяжение и сжатие, измерения твердости при температуре испытания 20°С и 250°С.

Микроструктурные исследования показали, что в структуре всех сплавов в гомогенизированном состоянии, наряду с магниевым твердым раствором, присутствуют только мелкие включения циркониевой фазы темно-серого цвета. Таким образом, редкоземельные металлы при гомогенизации полностью переходят в твердый раствор, обеспечивая высокий уровень свойств сплавов. Дисперсные включения упрочняющей фазы β’ (соединения магния с редкоземельными металлами) [1], выделившиеся в результате распада пересыщенного магниевого твердого раствора и обеспечивающие повышение прочностных свойств после старения, в оптическом микроскопе не были видны из-за их малого размера. Твердость всех исследованных сплавов при температуре испытания 250°С снижается, по сравнению с твердостью при комнатной температуре, но остается на высоком уровне, что свидетельствует о достаточной жаропрочности сплавов. Результаты определения механических свойств позволяют сделать вывод, что присутствие в сплавах типа ИМВ7-1 гольмия, иттербия и эрбия приводит к снижению их прочности, а присутствие в них диспрозия и тербия не снижает прочность, а даже несколько ее повышает. Различное влияние дополнительных редкоземельных металлов на механические свойства сплавов системы Mg-Y-Gd-Zr объясняется различной растворимостью РЗМ в твердом магнии и изменением кинетики упрочнения при старении.

[1] Kawabata T., Matsuda K., Kamado S., Kojima Y., Ikeno S. HRTEM observation of the precipitates in Mg-Y-Gd-Zr alloy // Mater. Sci. Forum. 2003.V. 419-422. P. 303-306.

[2] А. с. 1010880 СССР. Сплав на основе магния / М.Е. Дриц, Л.Л. Рохлин Л.Л., Н.И. Никитина и др. // Б.И.1997. №29. Ч.2. С.439.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕХАРАКТЕРИСТИКИ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

О.В. Рыбальченко [1], Н.Ю. Анисимова [2], М.Ю. Киселевский [2], Н.С. Мартыненко [1], Г.В. Рыбальченко [3], И.В. Щетинин [4], Н.Ю. Табачкова [4,5], Н.Р. Бочвар[1], А.А. Токарь [1,4], А.Г. Рааб [6], С.В. Добаткин [1,4]

[1]*Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

[2]*Российский научный онкологический центр им. Н.Н. Блохина, Москва, Россия*

[3] *Физический институт имени П. Н. Лебедева РАН, Москва, Россия*

[4] *НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*

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

[6] *ИФПМ УГАТУ, Уфа, Россия*

rybalch@mail.ru

Целью данной работы является получение сплавов на основе железа с повышенной скоростью деградации по сравнению с чистым железом за счет подбора количества легирующих элементов, а также регулирования процессов деградации металлов за счет технологий, способствующих измельчению структуры вплоть до ультрамелкозернистой. В настоящей работе материалами исследования служили сплавы на основе Fe с различным содержанием Mn. Эффективность такого легирования предполагалось повысить путем измельчения структуры в ходе интенсивной пластической деформации.

В исследовании Fe - Mn сплавы были подвергнуты равноканальному угловому прессованию (РКУП) для изучения эволюции микроструктуры и ее влияния на скорость коррозии, механические свойства и биосовместимость указанных сплавов. Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, а также методом ренгеноструктурного анализа была исследована микроструктура сплавов после деформации. Механические свойства определяли в ходе изучения микротвердости и испытаний на растяжение.

В работе деформация методом РКУП проведена при температуре 450 °С при угле пересечения каналов 120° с количеством проходов *n* равным 6 и 3 для сплавов Fe – 26% Mn и Fe – 35%Mn, соответственно. Деформация повысила микротвердость сплава с 26%Mn с 2.32±0.05 ГПа до 5.43±0.13 ГПа и сплава с 35%Mn с 2.67±0,34 ГПа до 6.61±0.3 ГПа. При этом если предел прочности сплава с 26%Mn повышается с 610 МПа до 1300 МПа, то разрушение образцов с 35%Mn при растяжении происходит в упругой области. Такое поведение объясняется фазовыми и структурными превращениями в процессе деформации.

Показано, что в результате деформации методом РКУП в Fe – Mn сплавах формируется аустенитная ультрамелкозернистая (УМЗ) структура образуется через перерезание полос сдвига толщиной 100 - 600 нм толстыми дислокационными перемычками и двойниками толщиной 15 - 60 нм. Также установлено, что в полосах сдвига формируется субзеренная структура с размером структурных элементов до 100 нм. Кроме того, наблюдается формирование частиц α Mn размером до 40 нм. Если в сплаве с меньшим количеством Mn выделения частиц наблюдались довольно редко, то в сплаве с более высоким содержанием Mn, частицы наблюдались очень часто, что и явилось причиной хрупкого разрушения сплава.

Изучение биосовместимости in vitro УМЗ Fe – 26%Mn и Fe – 35%Mn сплавов проводили посредством оценки критериев гемосовместимости: цитотоксичности и индуцированного гемолиза. По результатам изучения гемолитической и цитотоксической активности изученные сплавы идентифицированы как гемосовместимые, поскольку не оказывали негативного воздействия на клетки крови.

О ВЗАИМОСВЯЗИ ПАРАМЕТРОВ СТАТИСТИЧЕСКИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ С МЕХАНИЗМОМ РАЗРУШЕНИЯ

Л.Р. Ботвина[1, a], И.О. Синев[1,2], А.В. Ларионова[1,2]

[1] *Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова Российской академии наук, Ленинский пр., 49, Москва, 119334, Россия*
[2] *Московский Государственный Технический Университет имени Н. Э. Баумана, 2-я Бауманская ул., д.5, стр.1, Москва, 105005, Россия*
[a)] *e-mail: lbotvina@imet.ac.ru*

Статистическая интерпретация результатов испытаний, которая не учитывает физики исследуемого процесса и оказывается удовлетворительной только благодаря возможности изменения параметров аппроксимирующих распределений, становится бессмысленной. Использование такого подхода неуклонно ведет к фатальным ошибкам при незначительных изменениях в механизме самого процесса. Таким образом, цель работы заключалась в поиске критериев, которые характеризуют статистические свойства материалов и связаны с их механическими свойствами, механизмами разрушения и условиями нагружения.

Рассмотрены статистические распределения микротвердости (*HV*) малоуглеродистой стали при растяжении, измеренной на различном расстоянии от излома образца. Количество измерений составило не менее 100 в каждой исследуемой области, в которых, кроме того, были оценены значения сужения образца (Ψ) и коэффициент ультразвукового затухания (α) с помощью цифрового ультразвукового дефектоскопа Panametrics EPOCH 4. В ходе исследования установлено, что вероятностные распределения *HV* могут быть описаны экспоненциальной функцией в обратных координатах *HV-P* вида $HV=A\cdot e^{\gamma P}$. Общепринято называть такие распределения квантильными. Показатель экспоненты (γ), как было установлено, отражает изменения *HV* с увеличением сужения (Ψ) в процессе растяжения, связанным с упрочнением материала и накоплением несплошностей. Зависимость коэффициента α от сужения Ψ подтверждает информативность полученной зависимости $\gamma - \Psi$ и позволяет связать коэффициенты α и γ экспоненциальным соотношением вида $\alpha = B \cdot e^{\gamma}$.

Аналогичный подход был применен к анализу вероятностных распределений циклической долговечности образцов из керамики Al_2O_3 [1] и стали SUJ2 [2] при различных амплитудах напряжения. Показано, что квантильные распределения долговечностей также могут быть описаны экспоненциальной функцией вида $N=A\cdot e^{\mu P}$, показатель которой связан с уровнем амплитуды напряжений.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №19-19-00674).

Список использованных источников

1. Bazant, Z. P., & Le, J. L. Scaling of statistics of strength and lifetime of quasibrittle structures: Problems and progress. In *Safety, Reliability, Risk and Life-Cycle Performance of Structures and Infrastructures - Proceedings of the 11th International Conference on Structural Safety and Reliability, ICOSSAR 2013* (pp. 951-953)
2. D. Gary Harlow Data fusion and science-based modeling: a technique for very high cycle fatigue predictions in *Forth international Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4), 2007* (pp. 361-368)

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Mg-10%Gd И Mg-6%Ag.

Д.Р. Темралиева[1,2], Н.С. Мартыненко[1], Н.Ю. Анисимова[3], М.В. Киселевский[3], В.Н. Серебряный[1], О.В Рыбальченко[1], Б. Визе[4], Г.И. Рааб[5], Р. Виллумайт-Ремер[4], С.В. Добаткин[1,2], Ю.З. Эстрин[6,7]

[1]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*
[2]*НИТУ «МИСиС», Москва, diana4-64@mail.ru*
[3]*НМИЦ онкологии имени Н.Н. Блохина Минздрава России, Москва*
[4]*Центр им. Гельмгольца в г. Гестхахт, Гестхахт (Германия)*
[5]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
[6]*Университет им. Монаша, Мельбурн (Австралия)*
[7] *Университет Западной Австралии, Перт (Австралия)*

В последнее время магний и его сплавы все чаще применяют в медицине, так как они обладают хорошей биосовместимостью и способны разлагаться в биологических средах. Однако чистый магний обладает высокой скоростью коррозии, поэтому его необходимо легировать. В данной работе было исследовано влияние легирования и равноканального углового прессования (РКУП) на структуру, текстуру, механические свойства, коррозионную стойкость и биосовместимость *in vitro* сплавов Mg-10%Gd и Mg-6%Ag. В исходном состоянии сплавы подвергались отжигу: сплав Mg-6%Ag отжигали при 425 °С в течение 2 часов, сплав Mg-10%Gd – при температуре 525 °С в течение 1 часа. РКУП проводилось по маршруту Вс с понижением температуры от 425 до 300 °С с шагом 25 °С и увеличением числа проходов до 12.

Исследование микроструктуры сплавов показало, что в исходном состоянии структура сплавов состоит из равноосных зерен твердого раствора на основе магния, средний размер которых для сплава Mg-6%Ag составляет 70.9±4.1 мкм, а для сплава Mg-10%Gd – 70,8±3,4 мкм. РКУП приводит к измельчению структуры сплавов и средний размер зерна для сплава Mg-6%Ag составляет ~3-5 мкм, а для сплава Mg-10%Gd – 2,8±0,2 мкм.

Исследование механических свойств показало, что РКУП сплава Mg-6%Ag приводит к снижению прочности с 239±1 МПа в исходном состоянии до 224±5 МПа после РКУП. При этом относительное удлинение возрастает с 16,0±0,3% до 30,6±3,0%. В случае сплава Mg-10%Gd, РКУП приводит к росту предела прочности с 185±4 МПа до 258±2 МПа и относительного удлинения с 13,2±1,7% до 18,0±3,6%. Повышение пластичности в сплавах Mg-6%Ag и Mg-10%Gd, по-видимому, связано с активацией базисного и призматического скольжения после РКУП, в то время как формирование наклоненной на 55 – 85° базисной текстуры в сплаве Mg-6%Ag может являться причиной снижения прочности.

Исследование коррозионной стойкости (37 ºС, 4 суток) в культуральной среде DMEM дополненной 10% FBS (сыворотка крови крупного рогатого скота) показали, что РКУП приводит к росту скорости коррозии обоих сплавов. В случае сплава Mg-6%Ag скорость деградации после РКУП растет с 0,43±0,10 до 3,74±0,56 мм/год. Скорость деградации в сплаве Mg-10%Gd возрастает с 0,15±0,04 мм/год в исходном состоянии до 2,19±0,78 мм/год после РКУП.

Исследование цитотоксичности *in vitro* относительно раковых клеток линий LnCap и PC-3, показали, что РКУП обоих исследуемых сплавов приводит к существенному снижению жизнеспособности клеток в присутствие данных сплавов. При этом наиболее губительный эффект на жизнеспособность раковых клеток оказывал сплав Mg-10%Gd, обработанный РКУП, по-видимому, за счет высвобождения ионов гадолиния в процессе деградации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания №075-00328-21-00.

ПОСТРОЕНИЕ И АНАЛИЗ ДИАГРАММ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

М.Ю. Беломытцев, *НИТУ «МИСИС», (myubelom@yandex.ru)*
Д.Ю. Трухачева, *НИТУ «МИСИС», (dtrukhacheva@gmail.com)*

Использование холодной деформации для формирования механических свойств сталей широко используется в современном производстве. Для сталей без полиморфного гамма-альфа превращения (как пример – стали аустенитного класса 08Х18Н10Т) важное значение имеет устойчивость полученной структуры (и механических свойств) к процессам рекристаллизации. В частности, сведения об обобщённых диаграммах рекристаллизации холоднодеформированной стали 08Х18Н10Т в литературе отсутствуют.

Целью данного исследования являлось изучение микроструктуры холоднодеформированной нержавеющей хромоникелевой стали аустенитного класса 08Х18Н10Т после различных степеней деформации и параметров рекристаллизационного отжига. А задачи исследования входило установить зависимости роста зерен от различных параметров деформации и рекристаллизационного отжига, а также построение обобщённой диаграммы рекристаллизации холоднодеформированной стали 08Х18Н10Т.

Поставленная задача решалась металлографическими наблюдениями микроструктуры холоднодеформированной стали 08Х18Н10Т после термической обработки (рекристаллизационных отжигов). Измеряемыми характеристиками являлись размеры зерен стали 08Х18Н10Т в зависимости от степени холодной деформации, температуры и времени рекристаллизационного отжига. Использовался методом секущих хорд.

Первым шагом наблюдений являлась предварительная оценка о наличии и полноты прохождения каждого этапа рекристаллизации. Измерения параметров структуры позволили сформировать базу данных о величине зерна для каждого образца, среднем размере зерна в различных групп зёрен (исходных деформированных, от первичной, собирательной, вторичной рекристаллизации), а также построить гистограммы распределения размеров зёрен.

В результате данной работы получены парные зависимости рекристаллизованного холоднодеформированного размера зерна от степени деформации, времени и температуры рекристаллизационного отжига.

Полная база данных о размерных характеристиках зёрен с помощью программы „Statistica” была разделена на частичные подмассивы, что дало возможность построить обобщенные диаграммы рекристаллизации и получить математические модели плоскостей, разделяющих различные области в многомерном пространстве экспериментальных факторов. Определены пределы варьирования экспериментальных параметров рекристаллизационных отжигов и степени деформации, при которых наблюдется та или иная стадия процесса рекристаллизации. Для визуализации полученных результатов использовалась методика трехмерного моделирования в программе „Mathcad”. Сопоставление математических моделей и графического представления результатов позволило выявить параметр, который сильнее всего, в сравнении с остальными, влияет на рост рекристаллизованного зерна. Таким параметром в наших исследованиях оказалось время рекристаллизационного отжига.

ХАРАКТЕР УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ИМПЛАНТАЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ДЕНТАЛЬНЫХ ИМПЛАНТАТОВ ИЗ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА СЕРИЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Ю.Б.Сазонов, Р.М.Миргазизов, Н.А.Зубарев
НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
u-sazonov@yandex.ru

Сеть стоматологических клиник «Президент», Москва, Россия
rus1288011@gmail.com

Количество операций с применением зубных имплантатов для протезирования при потере зубов постоянно увеличивается. Параллельно с этим развиваются технологии, связанные с производственной стороной изготовления будущих имплантатов, а также совершенствования материалов для их изготовления.

Одно из основных требований к материалу имплантатов – сопротивление усталостному разрушению. Это требование зависит от условий эксплуатации имплантатов при циклическом их нагружении в результате жевательных движений.

Необходимость проведения усталостных испытаний имплантационных материалов и имплантатов обусловлена требованием международного стандарта ISO 14801 к дентальным имплантатам, а также разработкой новых материалов для их изготовления.

В настоящее время основной материал для изготовления имплантатов – сплавы на основе титана. Основываясь на проведенных в БелГУ по руководством М.З. Миргазизова и Ю.Р. Колобова результатах циклических испытаний стоматологических материалов для изготовления имплантатов, в настоящей работе исследовался характер разрушения имплантатов, изготовленных из перспективного сплава на основе титана.

Исследование проводилось на образцах изготовленых из наноструктурного титана марки НС ВТ1-0 после разрушения при усталостных испытаниях. Усталостные испытания дентальных имплантатов проводились по стантарту ISO 14801 на универсальной динамической испытательной машине сервогидравлического типа Walter+Bay AG LFV 10-50T

Результаты исследований

Проведенное фрактографическое исследование поверхности разрушения зубных имплантатов, изготовленных из титанового сплава марки НС ВТ1-0, продемонстрировало характер разрушения, свойственный для усталостного механизма разрушения. Усталостное разрушение всех исследуемых образцов происходило в области резьбовой поверхности. На макроуровне для всех исследуемых изломов характерно присутствие зон, свойственных классическим усталостным изломам: зона зарождения усталостной трещины, зона усталостного развития трещины, зона долома.

Помимо этого, поверхность излома на границе с профилем резьбы по всей окружности обрамляет зона (около 10 мкм) с более хрупким характером разрушения, вызванного наклепом метала при нарезании резьбового соединения.

Наибольшую площадь поверхности разрушения занимает зона развития усталостной трещины с квазивязким характером разрушения. Отмечается наличие ячеек размером 1 – 5 мкм, с постепенным увеличением максимального размера до 6 - 7 мкм по мере удаления от области образования трещины.

Установлено, что на всех образцах после разрушения зарождение усталостной трещины происходит в месте наибольшей концентрации напряжений, которым в резьбе выступает область перехода от впадины к профилю резьбы.

О НЕКОТОРЫХ АНАЛОГИЯХ ПРИ АНАЛИЗЕ ИЗОБРАЖЕНИЙ

М.Ю. Беломытцев, *НИТУ «МИСиС»* (myubelom@yandex.ru)

Количественный анализ металлографических структур (в том числе неоднородных и многофазных) основан на анализе различий яркости и формы разных структурных элементов на изображении. Во всех случаях исходное действие исследователя – установление правила, по которому будет проводиться граница, разделяющая эти элементы. При ручном счёте – это возможности и предпочтения человеческого глаза (мозга) человека. При автоматическом счёте – различия в некоторых числовых характеристиках, описывающих интегральную яркость выбранной „точки" на изображении. Сами числовые характеристики формируются устройствами, анализирующими „снимок". Но граница в этих числовых характеристиках, отождествляемая далее с „границей раздела", задаётся предпочтениями (или некоторыми „глобальными" соображениями) исследователя или заданным алгоритмом машинного анализа.

Общепринятой определяющей операцией в этой цепочке действий является операция „бинаризации", переводящая многотоновое изображение в двоичное чёрно-белое.

Анализ возможных результатов и закономерностей этого шага был изучен нами на простых геометрических моделях и аналогиях. Одна из них – из области фотографии: это „размытие" изображения при наведении на резкость. Другая – из теории фазовых превращений (модель кристаллизации Миркина): анализ скорости фазового превращения во времени. И для одного, и для другого случая нарастание площади „зоны нечёткости" или площади (на плоской модели) „новой фазы" может быть отождествлено с увеличением площади „чёрного" при изменении уровня бинаризации от абсолютно белого (уровень 255) к абсолютно чёрному (уровень 0) в процедуре обработки изображения.

Анализ, проведённый с помощью „фотографической" модели для разной геометрической формы единственной на снимке „частицы", в том числе для случая неравномерного „роста слоя нечёткости" в разные стороны показал, что зависимость между площадью „чёрной" фазы и её периметром – всегда линейна во всём диапазоне измерения „границы уровня бинаризации" (от уровня, принятого для исходного изображения частицы до максимального (уровень 0), когда всё поле „игры" становится чёрным) и определяется простыми школьными геометрическими законами. Второй подтверждённый факт с помощью этой модели – это изменение формы частиц в сторону более округлой по мере увеличения „слоя нечёткости", а при некоторых соотношениях исходных размеров – и изменение направления вытянутости исходной „частицы" в пространстве снимка.

Анализ, проведённый с помощью модели Миркина, в которой исследователем задаётся параметр скорости образования числа „зародышей" новой фазы в единицу времени, размер „критического зародыша" и линейная скорость его роста, а место и размер возникающих зародышей есть величина случайная, показал, что линейная связь между суммарной площадью непрерывно нарастающего множества частиц и общим периметром (с учётом того, что в процессе роста отдельные частицы начинают сливаться во всё более крупные образования) сохраняется, пока доля частиц, коснувшихся границы „поля игры", не превысит 80 % (это соответствует количеству образовавшейся новой фазы более 60 %).

Полученные данные показывают, что как минимум одна из процедур анализа изображений, по которой граница бинаризации устанавливается на основании „точки максимума" на кривой зависимости „площадь частиц – их периметр" не имеет математического обоснования и противоречит простым геометрическим моделям. Более грустный вывод: всегда установление правила для назначения границы раздела для разных элементов на изображении будет (пусть опосредованно) задаваться самим исследователем.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА В 12 %-НИХ ХРОМИСТЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ

М.Ю. Беломытцев
НИТУ «МИСиС» (muybelom@yandex.ru)

Стали, содержащие 10 – 13 % масс. хрома (ферритно-мартенситные жаропрочные стали), в зависимости от содержания дополнительных легирующих элементов могут испытывать мартенситное превращение при охлаждении с высоких температур и иметь после этого смешанную структуру, состоящую из мартенсита, бейнита и высокотемпературного дельта-феррита (δ-феррита). Высокое содержание легирующих элементов влечёт за собой повышение критических температур (Ac1 и Ac3) и это одна из причин того, что нагрев под закалку проводят до высоких температур (выше 1000 ºС, а чаще – 1050÷ 1100 ºС). Основная причина ограничения температур нагрева под закалку – сдерживание роста зерна аустенита, ускоряющегося с повышением температуры. Однако, как будет показано ниже, размер зерна аустенита в сталях этого класса не является монотонно возрастающей функцией температуры нагрева в аустенитной области, а зависит от химического состава стали и вызываемого этим наличия (или отсутствия) δ-феррита.

Целью работы являлось исследование влияния температуры нагрева в фазовую область „аустенит + δ-феррит” на размер аустенитного зерна и размер зёрен (областей) δ-феррита и предела текучести сталей.

Исследования проводили на сталях экспериментального состава, выплавленных в вакуумной индукционной печи и стали 40Х12 промышленной выплавки. Проводили испытания на сжатие цилиндрических образцов при 20 и 720 ºС на воздухе с определением предела текучести.

Показано, что для всех сталей в интервале температур 950 – 1175 ºС наблюдается ожидаемый рост аустенитного зерна, однако при дальнейшем увеличении температуры во всех сталях, кроме стали марки 40Х12, размеры образующегося аустенитного зерна начинают уменьшаться. Одновременно с этим в их структуре нарастает количество δ-феррита. В стали 40Х12 после нагрева до любых (из исследованных) температур δ-феррит не обнаруживается – в этой стали наблюдается классический непрерывный рост аустенитного зерна с ростом температуры от 950 до 1250 ºС.

Анализ предела текучести сталей в зависимости от температуры нагрева показывает, что эта характеристика ведёт себя также немонотонно: изменяясь незначительно в интервале температур 950 1175 ºС, она начинает снижаться при нагреве образцов под закалку до 1200 ºС и выше, несмотря на то, что размер мартенситных зёрен уменьшается. Это снижение предела текучести может быть вызвано только наблюдаемым нарастанием количества δ-феррита в сталях при этих температурах нагрева. Предел текучести δ-феррита в сопоставлении с пределом текучести мартенсита такого же состава, как было показано в работах Беломытцева и Молярова, примерно в 2 раза меньше.

Для исследования обратимости наблюдаемых структурных изменений проводили опыты с двухступенчатыми нагревами в высокотемпературную область: первые нагревы до 1200 ÷1250 ºС – для формирования большого количества δ-феррита, вторые нагревы – до типовых температур закалки 1080 – 1110 ºС, при которых количество δ-феррита в сталях малое. Результаты таких опытов показали, что повторные нагревы в область, где содержание δ-феррита должно быть малым, приводит к снижению исходно высоких значений и содержаний, и размеров „областей” δ-феррита до значений, характерных для „низкой” температуры; из-за условно „низкой” температуры этот процесс растянут во времени.

ЧТО БЫЛО РАНЬШЕ – КУРИЦА ИЛИ ЯЙЦО (О СТРУКТУРЕ, ХАРАКТЕРЕ И МЕХАНИЗМАХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ПО НАБЛЮДЕНИЯМ В ПЭМ НА ОДНОСТОРОННИХ ФОЛЬГАХ)

М.Ю. Беломытцев, *НИТУ «МИСиС»* (myubelom@yandex.ru)

Разрушением образца или детали вызывает появление новой поверхности –излома. Анализ излома позволяет описать стадийность его появления, определить (или хотя бы предложить) механизмы его формирования, сделать некоторые заключения о соотношении главных элементов в базовой септаде металловедения: „химический состав ↔ обработка ↔ структура ↔ свойства ↔ условия эксплуатации ↔ разрушение → излом”.

Особый интерес представляет наблюдение структуры тонких слоёв металла около излома (включая и саму поверхность излома толщиной порядка 1000 Å) на монокристаллах, упрощающих наблюдения. Методика приготовления таких объектов (тонких фольг с изломов) описана Штремелем М.А. и Беломытцевым М.Ю. Такие наблюдения на монокристаллах вольфрама, молибдена и его сплавов позволили описать особенности строения собственно поверхности „хрупкого” скола и дислокационной структуры металла непосредственно под ним, что дало возможность разработать модель разрушения сколом при движении хрупкой трещины. Варьированием температуры испытаний в интервале вязко-хрупкого перехода для монокристаллов сплавов молибдена и вольфрама позволило проследить смену механизма разрушения от скольжения пачек дислокаций, раскрывающих скол при низких температурах, до формирования квазиячеистой дислокационной структуры, формирующейся при общем пластическом изгибе материала при высоких (~ 900 ºС) температурах.

В представляемом сообщении изучена структура образцов монокристаллов чистого молибдена и его малолегированного сплава, находящихся в различных состояниях: непосредственно после плавки или после внутреннего насыщения при 1250 – 1450 ºС в азотсодержащей или кислородсодержащей среде. Образцы с „мягкой” ориентировкой оси растяжения <001> при ползучести при 1400 ºС имели ножевидный излом, а с „жёсткой” <111> - излом в виде пластического среза по плоскости типа {211}.

Изучение односторонних фольг, включающих и поверхность излома, показало, что металл в области, прилегающей к срезу, рекристаллизован: наблюдаются мелкие равноосные зёрна размерами 0,2 ± 0,032 мкм. Случаев нахождения в этой области нерекристаллизованных участков с исходной монокристаллической структурой не обнаружено. Послойный анализ показал, что слой рекристаллизованного металла имеет толщину не более одного зерна. В более глубоких слоях наблюдается только монокристаллическая матрица с частицами ZrO_2 (если образцы подвергались внутреннему окислению) .

В тех областях образца, где срез не завершился разрушением, просвечивающая электронная микроскопия фиксирует субзёренную дислокационную картину без признаков рекристаллизации.

Анализ структуры на односторонних фольгах с ножевидных изломов рекристаллизации не находит; наблюдается только дислокационная структура горячей ползучести.

Вся совокупность результатов наблюдения в ПЭМ приводит к одному выводу: в условиях, когда движение дислокаций при горячей пластической деформации монокристаллов возможно только по единственной плоскости скольжения и разрушение идёт пластическим срезом, одновременно сосуществуют два явления – разрушение и рекристаллизация. Но ответить на вопрос, что первично на данном этапе не представляется возможным. Очевидно одно: окончательное разрушение и рекристаллизация сопутствуют друг другу.

ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО α-γ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ С ПОМОЩЬЮ МАГНИТОМЕТРИЧЕСКОГО МЕТОДА

М.Ю. Беломытцев, *НИТУ «МИСиС», (myubelom@yandex.ru)*
Е.И. Кузько, *НИТУ «МИСиС», (joms@mfp.misis.ru)*

Усложнение химического состава высокохромистых жаропрочных ферритно-мартенситных сталей типа ЭП-450, ЭП-823 и им подобных имеет одним из своих результатов повышение устойчивости аустенитной фазы к процессам распада по диффузионному механизму: инкубационный период распада переохлаждённого аустенита достигает сотен часов в точке минимума, а в уникальных по этому признаку сталях (как это наблюдалось на некоторых экспериментальных сталях) не наступает и после 1000-часовых выдержек. Обнаруженное явление сверхвысокой устойчивости переохлаждённого аустенита к распаду позволяет предположить о наличии такой же его способности к большой устойчивости и при нагреве.

Целью работы являлось построение диаграммы изотермического превращения мартенсита в аустенит для разработанных нами сталей со сверхвысокой устойчивостью переохлаждённого аустенита.

Из разных способов фиксации факта превращения и его количественной оценки мы использовали измерение магнитной проницаемости образца в интервале температуры мартенситного превращения. Сами опыты проводились на образцах размерами 7х7х7 мм по схеме контрольных закалок: после нагрева образца с исходной структурой (мартенсит + 30…45% δ-феррита) до заданной температуры (от Ac1 до Ac3 + 30ºC) и выдержки заданное время (от 3 с до 30 мин, в течение которого мартенсит превращался с той или иной степенью полноты в аустенит) образец за 1-2 с перемещался в измерительную катушку индуктивности, где остывал до 70ºC за 5-7 минут. Величина магнитного эффекта, сопутствующего превращению аустенита в мартенсит, пересчитывалась в количество аустенита, образовавшегося в образце при выбранных условиях нагрева. Температура образца измерялась термопарой (класса ХА из проволоки диаметром 0,2 мм), помещённой в середину образца, с точностью 0,1ºC. Точность определения объёмной доли аустенита (по данным всей серии опытов) составляла около 8%.

Результаты измерений показали, что в межкритическом интервале Ac1-Ac3 время до начала превращения „мартенсит → аустенит” снижается с ростом температуры нагрева от 10-60 минут при T=(Ac1+10ºC) до 8-12 секунд при T=(Ac3-10ºC). При температурах выше Ac3 процесс превращения α→γ заканчивается за несколько секунд. Для сравнения в мартенситной высокохромистой жаропрочной стали 40Х12, где минимальный инкубационный период прямого процесса распада аустенита γ→α составляет не более 1 минуты, при обратном α→γ превращении инкубационный период убывает от 1 минуты также до нескольких секунд в интервале Ac1-Ac3, но выше Ac3 превращение идёт одинаково быстро во всех сталях (в т.ч. и в стали У8, как было давно показано Миркиным, Блантером, Курдюмовым, Мелом, Виллелом и др.).

Основная разница в скорости α→γ превращения в изученных сталях наблюдается только при условно „низких” температурах в интервале Ac1-Ac3, а в интервале общепринятых температур термических обработок сталей данного класса время образования аустенита из мартенсита различается несущественно. Выбор времени выдержки под закалку в высокохромистых жаропрочных ферритно-мартенситных сталях должен основываться на анализе процессов выравнивания химического состава уже образовавшегося аустенита. В качестве начального подхода для решения задач такого типа можно предложить способ анализа коэффициентов самодиффузии железа в аустените бинарного и более сложного химического состава, для которого в отечественной и мировой практике имеется достаточно полный набор надежных экспериментальных данных.

ОПИСАНИЕ КИНЕТИКИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АУСТЕНИТА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

М.Ю. Беломытцев, *НИТУ «МИСиС»* (myubelom@yandex.ru)
В.Г. Моляров ООО ЦНИИ «Нефтемаш», (molaron@yandex.ru)

Производство автолистовых низколегированных сталей со структурой феррита (стали 10, 08Ю), смеси феррита и небольшого количества перлита (09Г2С) или бейнита (08ГБЮТ) и им подобных на широкополосных станах (типа НШС 2000) путем контролируемой горячей прокатки подразумевает применение математических методов прогнозирования структуры и свойств металла и управления процессом прокатки. Важным количественным показателем является средний размер зерна феррита, который определяется в том числе размером исходного аустенитного зерна.

Модель измельчения и преобразования зёренной структуры в малоуглеродистых, углеродистых, низколегированных, микролегированных и высоколегированных сталях в процессе горячей прокатки подробно изучена в работах сотрудников и аспирантов МИСиС М.А. Штремеля, В.И. Лизунова, В.В. Шкатова, В.Г. Молярова и их учеников. При этом временну'ю зависимость процесса разупрочнения в общем виде, где доля рекристаллизованной структуры (V) является функцией температуры (T), времени (t) и степени деформации (ε), описать математически единым уравнением не удавалось. Целью настоящей работе являлось нахождение математической зависимости V = f (T, ε, t), связывающей все четыре переменные и позволяющий прогнозировать полноту процесса рекристаллизации деформированного аустенита.

Исходной информацией для построения математической модели рекристаллизации аустенита низколегированной стали послужили экспериментальные данные, представляющих из себя координаты точек $\{T_i, \varepsilon_i, t_i, V_i\}$ многомерного технологического пространства.

В каждом опыте фиксировали температуру деформации (T), степень деформации – наклеп (ε), временной отрезок – паузу между концом деформации и началом скоростного охлаждения (t), объёмную долю – количество рекристаллизованной структуры (V). Пределы изменения этих параметров составляли: 850–1150 ºС; 1,5–60 %; 0,5–243 с; 0–100 %, соответственно, и были выбраны (назначены) с целью воспроизвести условия и обеспечить физическое моделирование процесса прокатки листовой низкоуглеродистой стали на промышленном стане.

Экспериментально показано, что S-образный характер имеет не только зависимость доли рекристаллизованной структуры V от времени t, но и зависимость V от степени деформации ε и зависимость её от температуры деформации (рекристаллизации) T.

В работе предложена иная, чем принятая в литературе модель Колмогорова, математическая форма для описания данных S-образными кривыми, а именно $y = 1 / [1 + \exp(a - bx^n)]$.

Предложена модель Беломытцева – Молярова, позволяющая одновременно учитывать зависимость долю рекристаллизованной структуры от варьируемых факторов в аддитивной форме $V = 1 / [1 + A \cdot \exp (a_0 - b_1 t - b_2 \varepsilon - b_3 / T)]$. Показано, что обобщённая точность прогноза по этой зависимости составляет ~ 20 %. Иные математические представления подобной зависимости (Колмогорова, Аврами, Шкатова), как и мультипликативное представление влияния экспериментальных факторов, имеют худшую обобщённую точность прогноза (28 – 64 %). Уравнение Беломытцева-Молярова в совокупности с универсальными уравнениями измельчения зерна составляют достаточный комплект уравнений для прогноза итоговой структуры малолегированных сталей после горячей деформации.

О ВОЗМОЖНОСТИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

М.Ю. Беломытцев, *НИТУ «МИСиС»*, (myubelom@yandex.ru)
В.Г. Моляров ООО ЦНИИ «Нефтемаш», (molyaron@mail.ru)

Аустенитные хромо-никелевые нержавеющие стали широко используются в качестве конструкционных материалов в области химии нефтепереработки как жаропрочные материалы. Обладая на стадии производства и „выпускной" термической обработки однофазной структурой, они обладают высокой стабильностью механических свойств и окалиностойкостью в процессе эксплуатации при температурах 800 - 900 ºС. Однако по мере увеличения содержания в их химическом составе хрома и никеля повышается склонность аустенитных сталей к образованию в из структуре сигма фазы, вызывающей деградацию исходно высоких свойств. Возможность восстановления механических свойств методами термической обработки – предмет настоящего сообщения.

Исследовали образцы стали 08Х25Н20 после их эксплуатации в составе устройства нефтегазопереработки в течение 3 лет при температурах 800 – 900 ºС в атмосфере продуктов сгорания сопутствующего нефтяного газа. Изменение геометрии деталей устройства, изготовленных из стали данной марки, потребовало проведения экспертизы о причинах наблюдаемого явления и возможностях его исправления. Исследованиями микроструктуры и измерениями механических свойств (твёрдость, растяжение) установлено, что в структуре металла стали 08Х25Н20 наблюдается большое число крупных частиц с химическим составом, характерным для сигма-фазы, расположенных как в теле зерна, так и по границам зёрен. Изменениям в структуре сопутствует недопустимое снижения характеристик прочности и пластичности одновременно.

Поскольку область появления сигма-фазы на диаграммах фазового равновесия системы Fe-Cr-Ni-C наблюдается при температурах ниже 900 ºС, появляется возможность восстановления структуры повторной термической обработкой.

Для восстановления однофазной структуры образцы отработанной стали 08Х25Н20 были подвергнуты нагреву до 1100 ºС в аргоне, выдержке 30 минут и закалке в воду. Металлографический анализ показал, что после такой обработке выделения частиц сигма-фазы в структуре не наблюдаются.

Для оценки показателей жаропрочности проведены испытания на ползучесть при сжатии на воздухе при 750 ºС на сжатие на базе до 10 часов с измерением скорости ползучести на установившейся стадии. На основе полученных данных рассчитаны пределы ползучести для 750 ºС по допуску на скорость ползучести 1, 0,1 и 0,01 %/час. Испытания проводили на образцах диаметром 5 мм и высотой 7 мм изготовленных из металла стали 08Х25Н20 до эксплуатации, после эксплуатации и после проведения восстановительной термической обработки.

В процессе испытаний исходных и термообработанных образцов зафиксированы скорости ползучести в диапазоне 1,6 – 1,5 %/час (при уровне напряжений 150 – 170 МПа) и 0,25 – 0,35 %/час (при уровне напряжений 125 – 135 МПа).

Показано, что сталь 08Х25Н20 в исходном состоянии имеет пределы ползучести по допуску на скорость ползучести 0,1 и 0,01 % час равные 135 и 107 МПа соответственно. Образование сигма-фазы снижает эти показатели в 2 раза - до 70 и 50 МПа соответственно. Термическая обработка в виде закалки от 1100 ºС возвращает показатели жаропрочности к исходному уровню; пределы ползучести имеют в этом случае значения 134 и 107 МПа по соответствующим допускам.

ПОВЫШЕНИЕ КОМПЛЕКСА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Al-Ce, Al-La, Al-Ni МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

С.О. Рогачев[1], Е.А. Наумова[1,2], В.М. Хаткевич[1,3]

[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
[2]МГТУ «СТАНКИН», г. Москва, Россия
[3]ООО «ТМК НТЦ», г. Москва, Россия
E-mail: csaap@mail.ru

В работе методом кручения под высоким давлением (КВД) были обработаны образцы эвтектических сплавов Al-10% Ce, Al-10% La и Al-6% Ni и определены их механические свойства при растяжении. Исходное состояние всех сплавов – литое.

КВД осуществляли на образцах диаметром 20 мм и исходной толщиной 1.5 мм при комнатной температуре, давлении P = 6 ГПа и числе оборотов N = 5. КВД проводили в стесненных условиях, т.е. образец помещали в профилированное отверстие глубиной 1 мм, расположенное в нижней вращающейся наковальне.

Однородность деформации после КВД проверяли измерением микротвердости по Виккерсу (нагрузка 0.5 Н, время выдержки 10 с) образцов на двух взаимно-перпендикулярных диаметрах с шагом 1 мм (по 3 измерения на точку) с помощью прибора Micromet 5101 (Buehler).

Испытание на растяжение проводили на миниатюрных образцах с длиной, шириной и толщиной рабочей части 5; 1.45 и 1 мм, соответственно, с помощью испытательной машины INSTRON 5966. Образцы для растяжения вырезали электроискровым методом, так что их рабочая часть соответствовала середине радиуса КВД-образца.

Согласно полученным результатам, КВД всех сплавов приводит к существенному повышению значений микротвердости и к появлению неоднородности их распределения по диаметру образцов: минимальные значения микротвердости соответствовали центру образцов, а максимальные – их периферии. Формы кривых распределения значений микротвердости по диаметру образцов различаются между сплавами. Так, для сплавов Al-10% La и Al-10% Ce при удалении от центра образца к его периферии значения микротвердости монотонно увеличиваются, достигая максимума на расстоянии 3 и 4 мм от центра образца, соответственно, и остаются на постоянном уровне. Для сплава Al-6% Ni монотонное увеличение значений микротвердости от центра образца к его периферии наблюдается на всем его радиусе (т.е. имеет место градиент микротвердости). Таким образом, однородность распределения значений микротвердости по образцу после КВД повышается в следующем ряду: Al-6% Ni; Al-10% Ce; Al-10% La. Достигнутые максимальные значения микротвердости после КВД возрастают в следующем ряду: Al-10% La (105–108 HV); Al-10% Ce (145–150 HV); Al-6% Ni (214–220 HV).

В результате КВД наблюдается многократное повышение пределов текучести и прочности всех сплавов при сохранении (для сплавов Al-10% La и Al-10% Ce) или снижении (для сплава Al-6% Ni) значения относительного удлинения. Так, для сплава Al-10% La пределы текучести и прочности увеличились с 113 до 347 МПа и с 173 до 358 МПа соответственно, т.е. в 3 и 2 раз при сохранении высокого значения относительного удлинения (22…20 %). Для сплава Al-10% Ce пределы текучести и прочности увеличились с 75 до 456 МПа и с 135 до 495 МПа соответственно, т.е. в 6 и 3.7 раз при сохранении высокого значения относительного удлинения (17…18 %). Наибольшие абсолютные значения прочностных свойств после КВД характерны для сплава Al-6% Ni: пределы текучести и прочности увеличились с 95 до 554 МПа и с 152 до 638 МПа соответственно, т.е. в 5.8 и 4.2 раз при уменьшении относительного удлинения с 8 до 5 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 20-19-00746).

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОИЗВОДСТВА ОГНЕСТОЙКОГО СТРОИТЕЛЬНОГО ПРОКАТА

А.А. Комиссаров[1], Е.П. Мазова[1], Д.В. Тен[1], Д.В. Кузнецов[1], С.М. Тихонов[1], М.Ю. Матросов[2], П.А. Мишнев[3], П.А. Глухов[3], В.Н. Юлов[3]

1 – НИТУ «МИСиС», г.Москва

2 – Центральный научно-исследовательский Институт черной металлургии им. И.П. Бардина

3 – ПАО «Северсталь»

komissarov@misis.ru

В настоящее время в промышленном и гражданском строительстве стальной прокат является основным материалом для изготовления несущих и ограждающих металлоконструкций. Металлические конструкции широко применяются в каркасах производственных зданий с большими пролетами без внутренних колонн: ангары, эллинги, гаражи, рынки, стадионы и т.п. Основными сортаментными позициями, используемыми в строительстве, являются сварные профили из листового проката повышенной и высокой прочности, а также сортовой и фасонный прокат.

При этом значительное количество техногенных катастроф и пожаров на объектах промышленной и социальной инфраструктуры, обуславливает возросшую потребность строительной индустрии в высокопрочном прокате с повышенным пределом огнестойкости для изготовления металлоконструкций. В связи с этим НИТУ «МИСиС» совместно с ПАО «Северсталь» проводится комплексная НИОКТР с госучастием, направленная на разработку технологии производства подобного проката с заданными параметрами (прочность, пластичность, огнестойкость и т.п.) из низколегированных малоуглеродистых сталей.

Огнестойкость характеризует способность материала сохранять высокие значения прочностных характеристик ($\sigma_т$ и $\sigma_в$) при нагреве до высокой температуры (600 °С), что позволяет оценивать несущую способность конструкции в пожароопасных ситуациях. Для оценки огнестойкости металла принято использовать отношение предела текучести при температуре испытания к номинальному пределу текучести при комнатной температуре $\sigma_{0,2}^{Тисп}/\sigma_{0,2}^{Тк}$. Для современных строительных огнестойких сталей данный показатель должен сохраняться на уровне не менее 0,6 при температуре 600 °С.

Для получения необходимого эффекта необходимо минимизировать содержание углерода, поскольку при этом повышается температура γ→α превращения, которая во многом определяет уровень огнестойкости стали. Кроме того, при высоком содержании углерода увеличивается склонность к коагуляции карбидной фазы и перераспределению легирующих элементов в твердом растворе, т.е. к разупрочнению стали при нагреве. Повышению огнестойкости также способствует микролегирование стали элементами, образующими дисперсные термически устойчивые частицы карбонитридных фаз (Nb + V) и замедляющими снижение прочностных характеристик.

На данной стадии работы была проведена серия испытаний образцов серийного строительного проката на растяжение при повышенных температурах (400, 500, 550, 600, 650 °С), а также на соответствие классу прочности С355П. В качестве материалов исследования были выбраны марки 10ХСНД, 05ГНДБ, 10Г2ФБЮ, 10Х2М, 06БФ, 06МБФ. Наилучшие результаты в части огнестойкости получены на образцах 05ГНДБ и 06МБФ, которые можно использовать в качестве базовых в ходе дальнейшей работы. Установлено, что при разработке композиции микролегирования целесообразно использовать такие элементы, как Cr, Mo, V, Nb, в условиях возможной минимизации содержания Mn, необходимой для снижения углеродного эквивалента и обеспечения свариваемости металлоконструкций.

Работа выполнена совместно НИТУ «МИСиС» и ПАО «Северсталь» в рамках соглашения с Минобрнауки РФ № 075-11-2020-042 от «14» декабря 2020 г.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ БРОНИ ИЗМЕЛЬЧИТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ГОРНО-ОБОГАТИТЕЛЬНЫХ КОМБИНАТОВ

В.В. Ющук, С.З. Машарипов, Д.В. Тен, А.А. Токарь, А.А. Комиссаров
НИТУ «МИСиС», г.Москва
komissarov@misis.ru

На протяжении существования металлургического производства остро стояла потребность в повышении степени обогащения перерабатываемой руды. Обогащение осуществляется на горно-обогатительных предприятиях в различных размольных агрегатах, дробилках и мельницах, внутреннее пространство которых покрыто так называемой бронёй (футеровкой). Броня используется для защиты внутренней поверхности оборудования от разного рода повреждений (механических, физических, химических и др.), также для защиты техники, которая связана с перевозкой или перегрузкой горных пород, от истирающих и ударных воздействий.

«Стандартным» материалом, из которого изготавливается футеровочное покрытие мельниц является сталь Гадфилда (110Г13Л), которая имеет определенные недостатки: неудовлетворительная абразивная устойчивость в условиях ударных нагрузок, неэкологичность производства футеровочных плит из-за выделения в атмосферу оксидов марганца, небольшой срок эксплуатации (ходимость) футеровки, составляющий в среднем по отрасли около четырёх месяцев.

С практической точки зрения ударно-абразивное изнашивание рационально оценивать непосредственно в условиях износа при работе мельничного оборудования. Поэтому было принято решение спроектировать лабораторную установку в научно-исследовательской лаборатории «Гибридные наноструктурные материалы» (НИТУ «МИСиС»), наиболее объективно моделирующая условия ударно-абразивной нагрузки, которую испытывает футеровочное покрытие, находящееся в мельнице. Кроме того, при оценке изнашивания необходимо брать во внимание такие характеристики, как содержание коррозионно-активных агентов, водородный показатель (pH) перерабатываемой руды, а также её фракционный и химической состав, режим работы мельничного оборудования.

Благодаря исследованию новых материалов и проделанным испытаниям, а также подбору соответствующих режимов термической обработки, которые обеспечивают получение необходимого структурно-фазового состава, были получены лабораторные результаты сталей 27ХН2МФЛ и 45ГЛ с повышенными параметрами ударно-абразивной устойчивости, которые превзошли традиционную марганцовистую сталь 110Г13Л.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ БИОРАЗЛАГАЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ MG-ZN-GA ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ

В.Е. Баженов, А.В. Ли, А.А. Комиссаров, А.М. Мухаметшина, О.Р. Башмакова
НИТУ «МИСиС», г.Москва
anna23-95@mail.ru

Одним из важных и перспективных направлений в современной медицине является разработка новых материалов для биоразлагаемых имплантатов с высокими эксплуатационными свойствами. Наиболее биосовместимые и безопасные имплантаты на данный момент создаются из сплавов на основе магния.

Объектом исследования являются новые биоразлагаемые магниевые сплавы системы Mg-Zn-Ga. Уникальной особенностью новых магниевых сплавов является добавление галлия в качестве легирующего элемента. В настоящее время галлий применяют для лечения заболеваний, связанных с ускоренной потерей костной массы, таких как остеопороз, болезнь Педжета, гиперкальциемия и множественная миелома. Также галлий, как и серебро, оказывает антибактериальное действие на организм человека, что очень важно при установке имплантатов и в послеоперационный период.

В исследовании было изучено влияние интенсивной пластической деформации – метод горячая экструзия – на механические и коррозионные свойства сплавов Mg-Zn-Ga, содержащих от 2 до 4% масс. Zn и 2 до 4% масс. Ga. Температура экструзии варьировалась от 150 °C до 250 °C.

По результатам коррозионных in-vitro и механических испытаний было выявлено, что свойства сплавов Mg-Zn-Ga зависят не только от химического состава сплава, но и от температуры экструзии. Максимальный уровень механических свойств наблюдается у сплава Mg-4% масс. Zn-4% масс. Ga, экструдированного при 150 °C, для которого предел прочности и текучести при растяжении составили 343 и 256 МПа соответственно, а относительное удлинение 14 %. При этом скорость коррозии этого сплава составляет 0,4 мм/год. Такие характеристики сплава с уверенностью позволяют рекомендовать его в дальнейшем, как перспективный материал для изготовления биоразлагаемых имплантатов.

Благодарность: работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации Программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» (№ К2-2019-025), реализуемой постановлением Правительства Российской Федерации от 16 марта 2013 г. № 211.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СТРОИТЕЛЬНОГО ПРОКАТА АТМОСФЕРОСТОЙКОЙ СТАЛИ

Е.П. Мазова[1], А.Ю. Миндеров[1], А.О. Степанова[1], Э.О. Горбунова[1], А.А. Комиссаров[1], П.С. Яковлева[2], В.Н. Юлов[2], П.А. Мишнев[2]
1 – НИТУ «МИСиС», г. Москва
2 – ПАО «Северсталь»
komissarov@misis.ru

В настоящее время низколегированный металлопрокат широко используется при изготовлении строительных металлоконструкций. При этом одной из важнейших научно-технических и экономических проблем является защита указанных металлоконструкций от коррозионных поражений в процессе эксплуатации, вызванных влиянием окружающей среды. Стальные конструкции строительного назначения предназначены для длительной эксплуатации, поэтому, кроме затрат непосредственно на строительство, необходимо учитывать необходимость эксплуатационных расходов на их обслуживание, включающее периодическую обработку поверхности металла для защиты от коррозии, что приводит к существенным затратам на их содержание. Поэтому разработка нового высокопрочного проката с повышенной стойкостью к атмосферной коррозии, не требующего нанесения дополнительных защитных покрытий (лакокрасочных и т.п.), позволит значительно снизить затраты на поддержание в рабочем состоянии строительных металлоконструкций.

Наиболее известной маркой среди всех атмосферостойких сталей, является CORTEN, характеризующийся наличием на поверхности защитного патинированного слоя с устойчивыми цветовыми характеристиками. В рамках решения задачи повышения эксплуатационной стойкости отечественных атмосферостойких строительных сталей предложена концепция химического состава аналога высокопрочной малоуглеродистой низколегированной атмосферостойкой стали по типу CORTEN и разработана промышленная технология получения рулонного проката из стали предложенного состава. Производство отечественной высокоустойчивой к коррозии стали позволит решить задачу импортозамещения и значительно снизить стоимость эксплуатации строительных металлоконструкций.

В рамках решения указанной задачи было проведено сравнительное исследование экспериментальных образцов отечественных атмосферостойких строительных сталей, выплавленных на производственной площадке НИТУ «МИСиС», с зарубежными аналогами CORTEN (SSAB), а также оценка возможности получения на поверхности этих образцов защитного оксидного слоя различной цветовой гаммы.

В работе представлены результаты исследований химического состава и структурно-фазового состояния проката из указанных сталей. При этом лабораторное моделирование процесса прокатки образцов было выполнено на деформационном дилатометре, позволяющем воспроизводить термические и деформационные процессы, моделируя воздействия на металл в процессе его производства. Были опробованы 4 режима прокатки для каждой из исследованных плавок. Проведен качественный анализ структуры сталей российского производства и CORTEN, а также охарактеризован формирующийся под воздействием специальных реактивов оксидный слой (распределение элементов по его толщине, сплошность прилегания, адгезия). Были проведены механические испытания на образцов исследуемых сталей, для оксидного слоя проведены адгезионные испытания по методу царапания и сравнительный анализ микротвердости.

В результате комплексных климатических испытаний показана возможность получения на сталях отечественного производства поверхностного оксидного патинированного слоя с фиксированной цветовой гаммой для защиты металла от коррозионных поражений.

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ТРУБНОЙ СТАЛИ МАРКИ «CORDIS» ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ОПЫТНО-ПРОМЫСЛОВЫХ ИСПЫТАНИЙ

А.А. Комиссаров[1], Е.П. Мазова[1], С.М. Тихонов[1], Д.В. Тен[1], Д.В. Кузнецов[1], П.А. Мишнев[2]
1 – НИТУ «МИСиС», г. Москва
2 – ПАО «Северсталь»
komissarov@misis.ru

В рамках работы по снижению экологических рисков нефтедобычи и повышения ее эффективности за счет повышения коррозионной стойкости промысловых нефтепроводов в условиях агрессивного состава углеводородного сырья, НИТУ «МИСиС» совместно с ПАО «Северсталь» была разработана технология производства проката с повышенной коррозионной стойкостью, предназначенного для изготовления промысловых труб.

Благодаря использованию новых легирующих композиций, а также режимов выплавки и прокатки, обеспечивающих необходимый структурно-фазовый состав, были получены промышленные образцы рулонного проката «Cordis» (марка 07ХНД), категории прочности К52 с повышенной коррозионной стойкостью.

На практике фактическую коррозионную стойкость трубы и металлопроката целесообразно оценивать непосредственно в условиях нефтепромысла, на котором данную трубу предполагается использовать. При оценке стойкости трубопровода к основным видам коррозии на промыслах необходимо учитывать физическое состояние и химический состав транспортируемой водонефтяной смеси, то есть оценивать водородный показатель (pH), содержание сероводорода или углекислого газа, минерализацию воды, содержание коррозионно-активных компонентов. Это повышает достоверность полученной оценки и результатов.

С целью оценки применения труб из стали 07ХНД на действующих нефтесборных пунктах различных месторождений Западной Сибири были организованы опытно-промысловые испытания на байпасных линиях трубопроводов.

В рамках проекта проведены опытно-промысловые испытания на нефтесборах Урманского месторождения ООО «Газпромнефть Восток», трубопроводах Западно-Суторминского месторождения ООО «Газпромнефть Муравленко», Большетирского месторождения ООО «Иркутская нефтяная компания».

По результатам испытаний разработанный прокат из новой марки стали «Cordis» показал высокую коррозионную стойкость на байпасной линии нефтесборного трубопровода ООО «Гапромнефть-Восток», а также показал сравнительно низкую восприимчивость к изменению состава среды от «малоагрессивная» до «агрессивная» в условиях испытаний байпасной линии в системе ППД ООО «Лукойл-Пермь»: скорость коррозии с изменением агрессивности среды изменялась в значительно меньших пределах, чем для сталей-сравнения.

АЛЮМОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ ДЛЯ SLM ТЕХНОЛОГИИ: ПОРОШКОВЫЕ КОМПОЗИТЫ Al–Al_2O_3

Д.Ю. Ожерелков, А.Ю. Наливайко, А.А. Громов, А.А. Комиссаров, А.С. Шинкарев, Б.О. Зотов

НИТУ «МИСиС», г. Москва
d.ozherelkov@gmail.com

В настоящее время порошковые материалы на основе алюминия широко используются в качестве сырья для получения 3D объектов методами аддитивных технологий. Развитие методов получения новых порошковых материалов для аддитивных технологий является одним из наиболее динамично развивающихся направлений науки в мире. При этом основная доля в производстве таких материалов на мировом рынке (до 65%) принадлежит США и странам Евросоюза. Основными сдерживающими факторами развития отечественного аддитивного научно-производственного сектора в части использования алюминиевых порошков являются:

– Малая номенклатура исходного сырья. Для производства алюминиевых деталей аддитивными методами в качестве исходного сырья преимущественно используются силумины (в частности – AlSi10Mg). Возможность использования других составов алюминиевых порошков практически не изучена.

– Сложность прогнозирования эксплуатационных свойств 3D объектов. На текущий момент качественные закономерности в системе «состав композита - режимы 3D печати - свойства 3D объекта» мало изучены, а проведенные по данной проблеме исследования имеют частный характер.

Настоящая работа посвящена разработке и исследованию новых методов получения Al–Al_2O_3 порошковых композитов, предназначенных для изготовления 3D объектов технологией селективного лазерного сплавления (SLM технология). В работе предложены новые in–situ методы получения Al–Al_2O_3 порошковых композитов, основанные на контролируемом окислении алюминиевых порошков, дана характеристика технологического процесса окисления, исходных и конечных продуктов.

Был рассмотрен процесс формирования композиционных порошковых материалов AlSi10MgCu – Al_2O_3 в аппарате вихревого слоя и последующего лазерного сплавления. По полученным результатам можно сделать вывод, что использование аппарата вихревого слоя возможно только в случае добавления малых концентраций Al_2O_3 в алюминиевый сплав. В порошковой смеси содержащей 1,5% и 3% Al_2O_3 наблюдаются крупные участки агломерации оксида алюминия. Распределение оксида алюминия в смеси, содержащей 0,5% Al_2O_3 было равномерным, при этом наблюдалось небольшое измельчение частиц Al_2O_3. Сочетание оптимального количества добавленного Al_2O_3 (0,5%) и использование оптимального режима селективного лазерного сплавления (P = 200 Вт, V = 800 мм/с, h = 0,13 мм) позволяет повысить микротвердость и прочностные свойства материала, при этом уровень пластичности остается на аналогичном уровне. Низкие значения микротвердости и прочностных характеристик для вариантов состава с 1,5% и 3% Al_2O_3 связано с агломерацией частиц Al_2O_3 в процессе смешивания порошка в аппарате АВС. Агломерация частиц приводила к неравномерному распределению частиц в процессе сплавления, повышению вязкости бассейна расплава и неравномерному смачиванию порошка и предыдущего слоя в процессе печати. Это приводило к повышенной пористости синтезированных образцов, а также неполному сплавлению и наличию дефектов в структуре.

Работа проведена при поддержке Российского Научного Фонда, грант № 19–79–30025.

ПОДБОР ПАРАМЕТРОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ПОРОШКА AlSi10MgCu ПОКРЫТОГО НАНОАЛМАЗОМ

Д.Ю. Ожерелков, С.А. Еремин, А.Ю. Наливайко, А.А. Громов, И.А. Пелевин, Д.О. Солодов

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
d.ozherelkov@gmail.com

Порошковые материалы на основе алюминия широко используются в качестве сырья для получения 3D объектов методами аддитивных технологий. Создание композиционных материалов, путем модифицирования матрицы алюминиевого сплава упрочняющими частицами позволяет получить материал с высокой удельной прочностью и хорошей износостойкостью. Целью данной работы является, путем оптимизации режимов 3Д печати сплава AlSi10MgCu модифицированного наноалмазом, создать упрочняющий каркас из карбида металлов и наноалмаза, при котором будет найден оптимум между прочностью и пластичностью композиционных материалов на основе силумина.

В работе исследованы структуры исходных наноалмазных порошков и порошка силумина, представлено описание исходных материалов, а также процесса и харакетристик смешивания порошков для получения композиционного материала AlSi10MgCu -наноалмаз. Проведен процесс засева силумина наоалмазным порошком фракции 0/0,5 мкм в дионизованной воде при частоте ультразвукового диспергатора 22к Гц. Показано, что добавки наноалмаза размером 0/0,5 мкм с удельной поверхностью 42 $м^2$/г, снижает текучесть порошка с 0,5 г/с до 0,4 г/с, что является приемлемым для печати методом SLM. В работе были проведены исследования, направленные на подбор оптимальных режимов печати порошка AlSi10MgCu покрытого наноалмазом. Для печати порошка был использован 3D-принтер SLM Solutions 280 HL.

По первым результатам подбора режима селективного лазерного сплавления порошка AlSi10MgCu покрытого наноалмазом, можно сделать следующие выводы:

- Ключевым фактором, влияющим на качество печати является процесс газификации наноалмаза при воздействии лазерного излучения. По полученным микроструктурам образцов и результатам определения микротвердости, можно сделать предварительный вывод о том, что избежать процесса газификации, а следовательно, получить образцы с низкой пористостью и дефектностью структуры возможно при использовании высоких скоростей сканирования и высокой мощности лазера (в проведенном исследовании 1650 мм/с и 370 Вт соответственно). Снижение этих параметров приводит к образованию большого количества дефектов структуры и снижению микротвердости.

- Для дальнейшей оптимизации процесса печати образцов из порошка AlSi10MgCu покрытого наноалмазом, необходимо изменить матрицу режимов, использовать режимы с большей мощностью лазерного излучения и большими скоростями сканирования. Это позволит не только избежать процесса газификации, но и улучшить процесс взаимодействия материалов на границе алюминиевая матрица/наноалмаз, значительно увеличив микротвердость материала после селективного лазерного сплавления и уменьшив количество дефектов в структуре.

Исследование выполнено в рамках Государственного задания № 075-00268-20-02 (идентификатор: 0718-2020-0040) по теме: «Комплексная переработка углеводородов с получением водородсодержащих газов и прекурсоров композиционных материалов для аддитивного производства»

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ОКИСЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И РАЗРУШЕНИЕ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

М.В. Котенева, С.А. Никулин

НИТУ «МИСиС», г. Москва mariakt@yandex.ru

Циркониевые сплавы используются в качестве материалов конструктивных элементов атомных реакторов благодаря своим уникальным характеристикам: малому сечению захвата нейтронов, высокой коррозионной стойкости и достаточно высокой механической прочности. При эксплуатации оболочки тепловыделяющих элементов взаимодействуют с теплоносителем вследствие чего формируются оксидные пленки. Увеличение длительности окисления циркониевых сплавов способствует росту оксидных пленок, увеличению их пористости после одного или нескольких переломов на кинетической кривой окисления, что не может не отразиться на защитных свойствах пленок. На формирование пленок влияет целый набор различных факторов, однако в данной работе изучено влияние длительности окисления на структуру и разрушение оксидных пленок циркониевого сплава Э110.

В работе исследована структура и напряжение разрушения оксидных пленок образцов сплава Э110 (Zr- 1 % Nb) после автоклавных испытаний в воде при условиях T = 360 ºC, P = 18,6 MPa в течение τ = 300 суток и τ = 600 суток.

Микроструктура, фазовый состав и дефектность тонких оксидных пленок изучали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Напряжения разрушения пленок определены при испытаниях на сжатие кольцевых образцов с измерением акустической эмиссии, характер разрушения определен с помощью сканирующей электронной микроскопии.

В процессе окисления в воде в течение 300 и 600 суток на поверхности образцов бинарного сплава Э110 формируются темные плотные оксидные пленки толщиной 4-7 мкм. После окисления в течение 300 и 600 суток образуются пленки со слоистой зеренной структурой, однако размер вытянутых и равноосных зерен больше после более длительного времени окисления. В зависимости от длительности окисления меняется и доля равноосных зерен, несмотря на это разрушение пленок при нагружении образцов происходит в области их пластической деформации. Напряжения разрушения (образования первых трещин в пленке) составляют от 700 до 900 МПа. Разрушение в обоих случаях происходит за счет отслоя части пленки от подложки, что связано со слоистой зеренной структурой пленки. Следует сделать вывод, что длительность окисления τ = 300 суток и τ = 600 суток незначительно отразилась на структуре и разрушении оксидных пленок.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э635

Э.В. Ли, С.А. Никулин, А.Б. Рожнов, В.А. Белов

НИТУ «МИСиС», г. Москва
li_elina2787@mail.ru

Сплав Э635 используется для изготовления оболочек твэлов реакторов ВВЭР с повышенным выгоранием топлива и канальных труб РБМК. Одной из важнейших характеристик подобных сплавов для активной зоны реактора является сопротивление разрушению в условиях аварийных ситуаций, при которых протекает высокотемпературное окисление. Охрупченные в результате высокотемпературного окисления и структурно-фазовых превращений при охлаждении оболочки твэлов могут разрушаться как при самом охлаждении из-за термических напряжений, так и при динамических нагрузках, возникающих при выгрузке твэлов из активной зоны реактора, их транспортировке и размещении в хранилище. Поэтому основные конструктивные требования, предъявляемые к твэлам в условиях аварий типа LOCA – это возможность охлаждения твэлов в том числе с измененной геометрией оболочек и возможность разборки активной зоны после аварии.

Исследования проводили на трубчатых образцах диаметром 9,13 мм, длиной 30 мм, и толщиной стенки 0,7 мм из циркониевых сплавов Э635 (Zr-1,3%Sn-0,3%Fe-1,1%Nb) и Э635М (Zr-0,8%Sn-0,3%Fe-1,1%Nb), изготовленных на основе электролитической шихты, после двухстороннего ВТО в паре при температуре 1100 ºС до степени окисления 18 % ЛГО.

Металлографический анализ с использованием микроскопа Axiovert 40 MAT применялся для определения размеров слоев, долей и размеров структурных составляющих в центральном «ex-β»-слое. Трубчатые образцы высотой 5-6 мм со сквозным отверстием в середине высоты образца испытывали на статическую трещиностойкость на универсальной испытательной машине Instron 150 LX со скоростью 1 мм/мин. Изломы исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi S-800 с измерением доли фасеток скола и квазискола.

В результате испытаний на ВТО с последующим охлаждением на поверхности всех образцов образовалась слоистая структура, состоящая из оксидного слоя на поверхности, подокисного насыщенного кислородом слоя α-Zr фазы и внутреннего «ex-β»-слоя, структура которого представляет собой структуру мартенситного типа с пластинками пересыщенной ниобием и кислородом α'-фазы (структура типа «корзиночного плетения» (КП)) либо расположенными параллельно друг другу пластинами α'-фазы (структура типа параллельных пластинок (ПП)), расположенных внутри границ бывших β-зерен, светлых участков пересыщенной кислородом α-Zr фазы и гидридов.

Снижение содержания олова в сплаве Э635М по сравнению со сплавом Э635 не привело к значительным изменениям параметров макроструктуры, но параметры микроструктуры изменились (доля ПП уменьшилась до 1-2 %, доля светлых участков α-Zr фазы выросла в 1,4 раза, плотность гидридов снизилась в 2 раза).

Изломы образцов представляют собой хрупкие участки в области оксидного слоя и слоя α-Zr фазы, а также смешанный тип разрушения в «ex-β»-слое – хрупкие плоские фасетки скола, соответствующие светлым участкам пересыщенной кислородом α-Zr фазы, и фасетки квазискола для структуры типа КП и ПП. Доля фасеток скола в «ex-β»-слое для сплавов Э635 и Э635М составила (17,3±2,0) и (21,8 ± 1,7) % соответственно.

Значения K_c для образцов из сплавов Э635 и Э635М практически совпадают, (4,2±0,5) и (4,7±0,4) МПа·м$^{1/2}$ соответственно.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ ИСКРО-ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭНЕРГОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Тиен Хиеп Нгуен[1,2], Нгуен Ван Минь[3], Нгуен Тхай Ха[3], И.Р. Голов[1]

[1] НИТУ «МИСиС», Москва, 119049, Россия, E-mail: htnru7@yandex.ru
[2] Le Quy Don Technical University, Hanoi, 100000, Vietnam
[3] Institute of Technology, Hanoi, 100000, Vietnam

В настоящее время большое внимание исследователей привлекают аддитивные технологии, которые позволяют получать изделия заданной формы. Основные характеристики, которыми должны обладать исходные порошки – это хорошая текучесть, сферическая форма и высокая плотность частиц. Наибольшее распространение получили сплавы на основе порошков кобальта, в том числе ПР-КХ28М6 (порошок Co-Cr-Mo для аддитивных технологий в промышленном масштабе получают методом распыления расплавов, состав которого соответствовал стандарту LPW CoCr-2LC (EU). Данный порошок выпускается в большом количестве и имеет доступную цену, что позволяет применять его в качестве материалов для получения спеченных изделий традиционными методами, например, искро-плазменным спеканием (ИПС). Общей проблемой всех методов порошковой металлургии является остаточная пористость, которая значительной ухудшает прочность и другие механические характеристики.

Целью данной работы является исследование влияния эффекта энергомеханической обработки (ЭМО) в магнитной мельнице «УАП-3» (Россия) на механические свойства КХ28М6 изделий, получаемых методом ИПС.

До спекания были приготовлены 3 серии порошковых образцов: порошок КХ28М6 без обработки (образец 1); порошки КХ28М6, прошедшие ЭМО в аппарате УАП-3 в течение 1 мин (образец 2) и 3 мин (образец 3). Магнитная мельница представляет собой индуктор с сосудом из нержавеющей стали, куда помещены ферромагнитные иглы и обрабатываемый материал. Иглы интенсивно движутся под действием вращающегося магнитного поля, что приводит к гомогенизации смеси и активации порошков.

Исследования проводили методами сканирующего электронного и оптического микроскопов, пикнометрии, определения прочности на изгиб и микротвердости по Виккерсу.

Установлено, применение ЭМО для исходных порошков ПР-КХ28М6 позволяет получить плотно компактный спеченный материал с довольно низкой степенью пористости структуры. Показано, что образцы 2 и 3, предварительно прошедшие ЭМО в течение 1 и 3 мин, уплотняются при спекании до высокого уровня (относительная плотность составляют 97,0 и 98,3 %, соответственно) и обладают повышенными показателями механических свойств (величины микротвердости и прочности при изгибе на 12 – 16 % и 6 – 14 %, соответственно выше, чем у образца 1 – без обработки).

ВЛИЯНИЕ Zr НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Y

Р.Ю. Барков, А.В. Поздняков, С.М. Амер, О.А. Яковцева, А.В. Михайловская

НИТУ «МИСиС», Кафедра металловедения цветных металлов, Москва, Россия, E–mail: barkov@misis.ru

Добавка 0.05-0.10 мас.% Y уменьшает интервал кристаллизации, повышая литейные свойства сплава Al-5%Cu. За счет измельчения зерен литой структуры фазой Al_3Y перитектического происхождения Y уменьшает горячеломкость сплава с 5%Cu. Квазибинарный сплав Al-4,7 Cu-1,6 Y обладает хорошим сочетанием литейных свойств, пониженной горячеломкостью и повышенными механическими свойствами при комнатной температуре. В сплавах на основе алюминия наноразмерные частицы $L1_2$-типа обеспечивают упрочнение за счет механизма Орована и значительное измельчение зерен за счет закрепления их границ по механизму Зинера. В результате, малые добавки Zr способствуют улучшению механических свойств при комнатной температуре, повышению устойчивости к ползучести и проявлению сверхпластичности различных сплавов на основе алюминия. В данной работе представлены результаты исследования влияния Zr на микроструктуру и механические свойства сплава Al-4,7 Cu-1,6 Y.

Литая микроструктура представлена дендритами алюминиевого твердого раствора с объемной долей 80%, дисперсной эвтектикой и более крупными светлыми включениями фазы кристаллизационного происхождения. Цирконий-содержащих фаз в литой структуре отмечено не было, т.к 0,3 мас.% Zr полностью растворяется в твердом растворе. В литой структуре отмечено наличие фаз (Al), η(AlCu), $\tau_1(Al_8Cu_4Y)$ и $\tau_6(Al, Cu)_{11}Y_3$. В процессе термического и деформационного воздействия эвтектические включения частично растворяются, а также фрагментируются и сфередизируются.

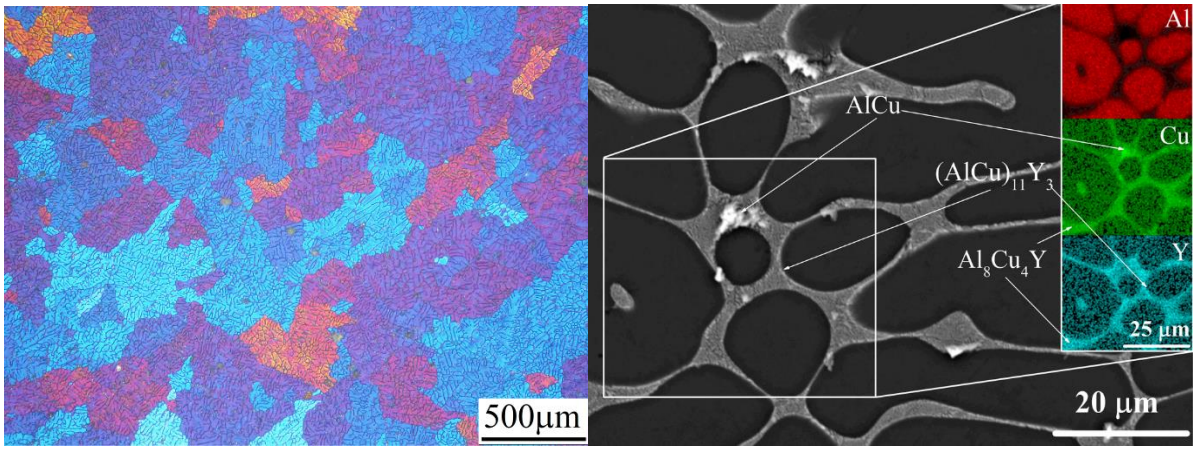


Рис. 1. Микроструктура сплава в литом состоянии сплава Al-4.7 Cu-1.6 Y-0.3 Zr с картами распределения элементов Al, Cu и Y фрагмента, показанными в виде областей, отмеченных белыми линиями во вставках.

Сплав обладал повышенными характеристиками прочности и пластичности как после прокатки, так и после прокатки с последующим отжигом при 100 °C в течение 1 ч предел текучести составил около 300 МПа, предел прочности при растяжении 352 МПа и относительное удлинение около 5%.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 19-79- 10242.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ФИЛАМЕНТОВ ИЗ УГЛЕРОДНОГО ВОЛОКНА И ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ СВЯЗУЮЩИХ ДЛЯ 3D-ПЕЧАТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

А.А. Веверис, А. А. Степашкин

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

mrechoru48@gmail.com, a.stepashkin@yandex.ru

Аддитивные технологии – одна из наиболее динамично развивающихся групп технологических методов благодаря возможности сочетать высокую точность производства со сложной геометрией получаемых изделий. Они представляют собой процессы создания объектов послойным нанесением материала на подложку, что объясняет их второе название – 3D-печать. Перспективным направлением развития аддитивных технологий является печать полимерматричных композиционных материалов (ПКМ) на основе термопластичных полимеров, наполненных армирующими волокнами. Выбор ПКМ обусловлен сочетанием высоких эксплуатационных характеристик и низкой плотности материала с возможностью получать заданные характеристики для различных направлений.

Активно используемые на данный момент материалы представляют собой полилактид или нейлон, преимущественно армированные непрерывным углеродным волокном. Данные полимеры не обладают высокой стойкостью к агрессивным средам и используются с точки зрения простоты применения. Изделия из таких ПКМ получаются преимущественно выкладкой широкой ленты волокна на расплавленную поверхность образца, что значительно ограничивает точность печати и возможную геометрию детали из-за разнесения двух сопел в пространстве и необходимости применения вращающейся печатающей головки.

Для решения данной проблемы в данной работе рассматривается альтернативный метод - коэкструзия, в котором волокно и полимер смешиваются перед печатью. Основным недостатком данного способа является недостаточная пропитка волокна и низкие прочностные характеристики получаемых ПКМ. В процессе данной работы был предложен метод двойной коэкструзии для минимизации данного недостатка, разработана методика получения ПКМ-филамента на основе полипропиленовой матрицы, а также спроектирована и построена опытная установка. Выбор полипропилена был обусловлен его большей доступностью и стойкостью к воздействиям агрессивных химических сред. В работе использовался полипропилен Н270 FF (текучесть расплава 27 г/10 мин) и Бален ПП030 (текучесть расплава 2,4 г/10 мин) производства ООО «Тобольск-Полимер», а также его аналог, Бален 01030 производства ПАО «Уфаоргсинтез». Через расплав полимера при температуре 220 °С протягивался углеродный жгут Т700SC-12000 (модуль Юнга 23,5 ГПа, предел прочности на растяжение 4,9 ГПа, линейная плотность 800 текс) производства «Toray Industries», Inc. При выходе из расплава, филамент проходил две фильеры для удаления избытков полимера и приобретения конечного диаметра.

Для изучения эксплуатационных характеристик материала были проведены испытания на квазистатическое равноосное растяжение. Полученные образцы обладают значениями модуля упругости в 19,0 ГПа и предела прочности в 3,0 ГПа. Анализ разрушенных образцов методами СЭМ показал большую смачиваемость волокна полимером, что объясняет высокую прочность ПКМ.

По итогам работы создана установка, позволяющая получать ПКМ-филамент с итоговой прочностью на растяжение, превосходящей образцы, полученные методами выкладки (3,0 ГПа против 0,8 ГПа), что позволяет получать высокопрочные изделия из ПКМ методами коэкструзии, не обладающими ограничениями на геометрические параметры. Это позволяет значительно расширить спектр возможных применений аддитивных технологий.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТЕКЛОВОЛОКНА НА СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИСУЛЬФОНА.

Г.И. Шериф, Д.И. Чуков, В.В. Чердынцев

Центр композиционных материалов, НИТУ «МИСиС»,г. Москва, eng_galal_emad@mu.edu.eg

Растущий интерес к стеклянным волокнам обусловлен, главным образом, их высоким удельным модулем упругости, низкой стоимостью, малым весом, широкой доступностью в дополнение к другим преимуществам. Для разработки композиционных материалов на основе термопластичных полимеров, армированных стеклянными волокнами, были разработаны ряд методов, которые позволили расширить их практическое применение в аэрокосмической, автомобильной, биомедицинской и других областях. Высокотемпературные термопласты являются перспективными материалами не только благодаря своим классическим преимуществам, таким как устойчивость к химическим веществам, способность к переработке, неограниченный срок хранения, способность к восстановлению, но также они имеют уникальные механические свойства (высокую прочность, ударную вязкость, жесткость и усталостную прочность). Полисульфон (ПС) является одним из высокоэффективных термопластов с высокими механическими свойствами, высокой температурой эффективной эксплуатации и термостойкостью, что делает его отличным выбором в качестве полимерной матрицы армированных композитов. Настоящее исследование направлено на оценку влияния термической обработки стеклянных волокон на механические и термические свойства композитов на основе полисульфона (ПС), за счет улучшения межфазного взаимодействия меду полимером и армирующими волокнами. Метод термического прессования был использован для изготовления образцов композиционных материалов. Были получены два типа образцов: композиты, армированные исходными и предварительно термически обработанными стекловолокнами. Отношение волокна полимеру в композитах варьировалось в следующих соотношениях: 50/50, 60/40 и 70/30 масс.% волокна и полимера, соответственно. Механические свойства композитов были исследованы методом трехточечного изгиба и измерения сдвиговой прочности. Кроме того, динамический механический анализ (ДМА) был использован для оценки термических свойств композитов. ИК-Фурье анализ композитов производился для исследования химической структуры композитов и демонстрации изменений в структуре композитов, которые произошли на стадиях их получения. Микроструктура поверхности разрушения композитов была проанализирована с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). Результаты исследования показали, что механические свойства композитов увеличиваются с увеличением содержания волокон, при этом, термическая обработка стеклянных волокон так же позволяет значительно улучшить механические и теплофизические свойства композитов. Композиты 70/30 масс.% с термически обработанными волокнами показали наилучшие результаты по сравнению с другими композитами. Модуль Юнга увеличился с 20 ГПа для композитов 50/50 масс.% до 30 ГПа для композитов 70/30 масс.%, соответственно. Результаты СЭМ показали улучшение межфазного взаимодействия между армирующими волокнами и полимерной матрицей при использовании предварительно нагретых стеклянных волокон, что обусловило улучшение механических характеристик полученных композитов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ, проект № 18-19-00744.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПРИ ИЗГИБЕ И ПРИ РАСТЯЖЕНИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ С НАНОДОБАВКАМИ

Ю.С. Тер-Ваганянц, Ж.В. Еремеева

Московский Политех juliatv1990@mail.ru, НИТУ МИСиС eremeeva-shanna@yandex.ru

Было проведено исследование влияния давления формования и содержания наночастиц Ni и NiO на прочностные характеристики порошковых низколегированных сталей СП80Н4Д2М и СП50ХНМ.

Определение предела прочности при изгибе и растяжении образцов проводилась согласно ГОСТ 18227-85 и ГОСТ 14019-2003.

На рисунке 1представлена зависимость предела прочности на изгиб от содержания Ni и NiO спеченных образцов стали СП80Н4Д2М.

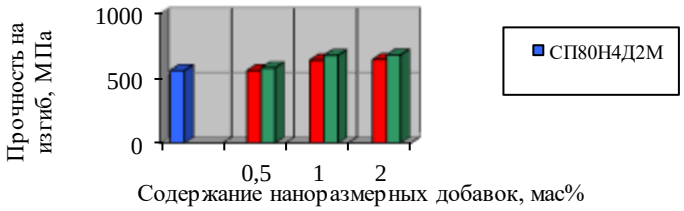


Рисунок 1 - Зависимость прочности низколегированной стали СП80Н4Д2М на изгиб от содержания наноразмерных добавок Ni и NiO

При увеличении содержания Ni и NiO прочность стали возрастает, что связано с повышением степени легированности основы порошковых сталей и уменьшением пористости.

Из данных представленных на рисунке 2 и 3 видно, что прочность на растяжение имеет такую же зависимость как и прочность на изгиб. Прочность порошковой низколегированной стали СП80Н4Д2М с нанодобавкми выше, чем данной стали без нанодобавки. Максимальное значение предела прочности на растяжение $\sigma_в$= 750 МПа.

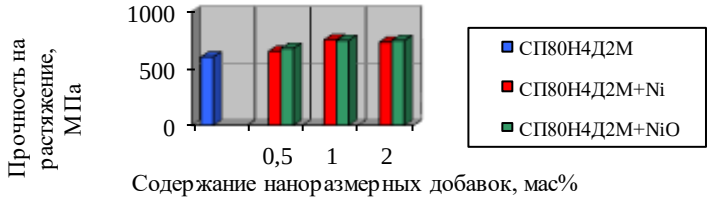


Рисунок 2 - Зависимость предела прочности низколегированной стали СП80Н4Д2М на растяжение от содержания наноразмерных добавок Ni и NiO

С увеличением давления формования прочность на растяжение возрастает у стали СП80Н4Д2М с наноразмерным оксидом никеля и при давлении 900 МПа достигает 740 МПа. Введение наноразмерных добавок увеличивает прочность на растяжение в 1,5 раза (рисунок 3).

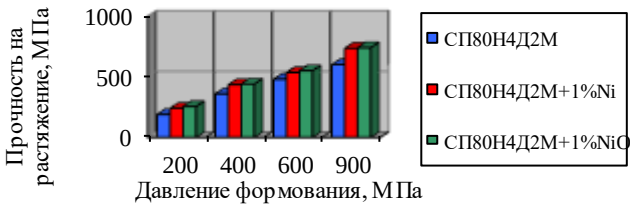


Рис.3 - Зависимость прочности на растяжение с низколегированной тали СП80Н4Д2М от давления формования и нанодобавок Ni и NiO 1 мас.%

РАЗРАБОТКА ГИБРИДНЫХ САМОАРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ

Д.Д. Жеребцов, Д.И. Чуков, В.Г. Торохов

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

dmtry_zherebtsov@bk.ru, dil_chukov@mail.ru, vgtorohov@gmail.com

Существует множество подходов улучшения механических и трибологических свойств изделий из сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ), однако подавляющее большинство из них предполагают внесение функциональных частиц или химическое модифицирование, что сразу ограничивает использование такого материала в медицине и сильно затрудняет его переработку. Известно, что волокна СВМПЭ обладают гораздо более высокими механическими свойствами по сравнению с изотропным СВМПЭ, однако существует сложность изготовления композиционного материла на основе волокон СВМПЭ из-за того, что СВМПЭ является очень инертным материалом.

Для решения данной проблемы можно воспользоваться концепцией композиционного материала, где матрица и армирующий элемент являются одним материалом, но имеют различное строение. Ранее нами был предложен метод изготовления самоармированного композиционного материала (СКМ) на основе волокон СВМПЭ методом горячего прессования, что позволяет изготовить композиционные материалы без добавления матричного элемента. Исходные волокна нагревались до определенной температуре при давлении 25 МПа или 50 МПа, после чего переплавленная часть волокна, имеющая уже изотропную структуру, после охлаждения формирует матрицу композиционного материала, а армирующим элементом являются непереплавленные волокна, обладающие ориентированной, анизотропной структурой.

Однако существует сложность создания СКМ сложной формы на основе волокон СВМПЭ методом горячего прессования. Решением данной проблемы может стать использование изотропного СВМПЭ в качестве части изделия, не несущей основной функциональной нагрузки. В данной работе предложен способ создания гибридных композиционных материалов на основе СВМПЭ, где один слой состоит из изотропного СВМПЭ, а другой является СКМ на основе волокон СВМПЭ.

Для изучения взаимодействия между слоями гибридного композиционного материала были проведены испытания на сдвиг образцов, изготовленных при давлении 25 МПа или 50 МПа и температурах от 155 °C до 170 °C с шагом в 5 °C. Прочность на сдвиг между слоями возрастала с ростом температуры горячего прессования, и составила 2.1 МПа, 2.2 МПа, 2.9 МПа и 3.8 МПа для образцов, изготовленных при температуре при 25 МПа и при температуре 155 °C, 160 °C, 165 °C и 170 °C, соответственно. Прочность на сдвиг у образцов, изготовленных при 50 МПа, также возрастала с ростом температуры изготовления, и увеличилась от 1.1 МПа до 2.9 МПа. Было показано, что прочность на сдвиг у образцов, изготовленных при 50 МПа, меньше, чем у образцов, изготовленных при 25 МПа, что объясняется образованием меньшего количества матричной фазы. Это также было доказано ДСК анализом, который показал, что доля сохранённых волокон выше у образцов, изготовленных при более высоком давлении и той же температуре. Согласно уравнению Клапейрона-Клаузиуса, данное поведение объясняется повышением температуры плавления с ростом давления горячего прессования.

Таким образом, предложенный метод изготовления гибридных композиционных материалов позволяет изменять свойства межслоевого взаимодействия гибридного материала, что позволяет получать гибридные материалы для различных областей применения, механические и другие функциональные свойства которых будут определяться технологическими параметрами их производства.

ВЛИЯНИЕ ХРОМОСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКИ НА ПРОЧНОСТЬ НА ИЗГИБ НЕСПЕЧЕННОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ СП45Х2Н3Д2

Мелентьев Артём Александрович, Еремеева Жанна Владимировна
Кафедра ПМиФП, НИТУ «МИСиС», armelentev@yandex.ru

Было проведено исследование влияние хромосодержащей добавки на прочность на изгиб неспеченной легированной порошковой стали СП45Х2Н3Д2. Технологические этапы изготовления образцов состояли из следующих этапов измельчение хрома или феррохрома или активирование хрома электролитического в планетарно-центробежной мельнице, затем смешивание в течение 60 минут в смесителе Турбула, прессование на гидравлическом прессе при давлении 700 МПа. Определение прочность на изгиб неспеченной формовки проводилось согласно ГОСТ 14019-80.

Данные испытания проводили на электрогидравлической разрывной машине HUS-2010z системы MFL в автоматическом режиме. В таблице 1 представлены результаты данных испытаний. Однородность порошковой смеси оценивали на приборе Phenom ProX производство фирмы Phenom World (Нидерланды) с интегрированной системой ЭДС микроанализа.

Таблица 1 – Прочность на изгиб неспеченных формовок порошковой стали СП45Х2Н3Д2 при введении различных хромосодержащих добавок

Состав смеси	Прочность на изгиб при 700 МПа, Н/мм^2	Однородность смеси, %
ПЛ8+2%Cr(пор)+0,5%C	10,98	96
ПЛ8+2%Cr(электролит)+0,5%C	10,71	96
ПЛ8+45%ШХ15+2%Бр+3%Ni	13,89	97
ПЛ8+5%ПХ18Н15+0,5%C+2%Бр	18,56	98
ПЛ8+2%Cr(пор)+0,5%C+1%Ст.Fe	5,3	95
ПЛ8+2%Cr(электролит)+0,5%C+1%Ст.Fe	4,5	96
ПЛ8+45%ШХ15+2%Бр+3%Ni+1%Ст.Fe	7,8	97
ПЛ8+5%ПХ18Н15+0,5%C+2%Бр+1%Ст.Fe	9,28	96

Как видно из представленных в таблице 1 результатов введение стеарата железа, как внутренней смазки, уменьшает предел прочности на изгиб неспеченных формовок стали СП45Х2Н3Д2 до низких значений 4,5 МПа. Введение активированного хрома также привело к снижению прочности на изгиб у неспеченных формовок стали СП45Х2Н3Д2. Наиболее высокая прочность на изгиб неспеченной формовки стали СП45Х2Н3Д2 была зафиксирована у образцов при введении измельченного феррохрома и измельченного порошка высоколегированной стали и составила 13,89 и 18,56 МПа. Однородность получаемых порошковых смесей была достаточно высоко и составляла от 95 до 98 %.

ФОРМИРОВАНИЕ ДИСПЕРСОИДОВ С КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ С ДОБАВКОЙ МАРГАНЦА

А.Г. Мочуговский*, А.В. Михайловская
Кафедра металловедения цветных металлов, НИТУ «МИСиС», 119049, Москва, Ленинский пр., 4

*e-mail: *mochugovskiy@mail.ru*

Алюминиевые сплавы являются перспективными конструкционными материалами для авиастроения, судостроения и машиностроения благодаря хорошему сочетанию эксплуатационных свойств. Однако их прочностные характеристики недостаточны для некоторых видов промышленного применения, ввиду чего повышение прочности остается одной из наиболее важных задач в области алюминиевых сплавов. Для повышения прочности алюминиевых сплавов в качестве легирующих добавок широко используются переходные (ПМ) и редкоземельные (РЗМ) металлы, такие как Sc, Zr, Er, Mn, V и др. Согласно фазовым диаграммам состояния растворимость этих элементов в Al чрезвычайно мала. Однако высокая скорость охлаждения при кристаллизации позволяет образовывать пересыщенный твердый раствор ПМ и РЗМ в Al. Последующая термическая обработка слитков обеспечивает распад подобных растворов с выделением наноразмерных интерметаллидов (дисперсиодов). Эти выделения увеличивают прочность и другие эксплуатационные характеристики сплавов.

Марганец (Mn) является одним из основных легирующих элементов в алюминиевой промышленности. Среди других ПМ и РЗМ Mn обладает самой высокой растворимостью в алюминии (1,5 масс.% при температуре эвтектики которая значительно снижается при охлаждении. Это означает, что Mn может оказывать значительный упрочняющий эффект при термообработке благодаря повышенной объемной доле выделений. Известно, что в системе Al-Mn существует множество метастабильных фаз с различным кристаллическим типом и стехиометрией. Эти фазы обеспечивают разную морфологию выделений и оказывают различное влияние на структуру и свойства сплавов. В относительно недавно опубликованных работах было показано, что в сплавах Al-Mn при низкотемпературном отжиге пересыщенного твердого раствора могут формироваться дисперсоиды с квазикристаллическим типом структуры. Эти частицы замедляют рост зерна и увеличивают прочность при комнатной температуре. Однако взаимосвязь между условиями термообработки, параметрами деформации, механическими свойствами и параметрами квазикристаллов до сих пор не установлена. Понимание и уточнение этих соотношений должно значительно увеличить потенциал алюминиевых сплавов, содержащих марганец, и внести заметный вклад в развитие цветной металлургии.

В данной работе проанализирован распад твердого раствора в сплавах Al-Mg-Mn. Показано, что низкотемпературный отжиг при 360 °C обеспечивает выделение дисперсоидов квазикристаллической икосаэдрической фазы. Квазикристаллы зарождаются преимущественно гетерогенно на дислокациях и границах зерен. Размер данных выделений варьируется от 17 до 71 нм. Контраст Эшби-Брауна и закономерность в положении сверхструктурных и основных рефлексов матрицы на электронных дифрактограмах позволяют предположить частичную когерентность квазикристаллических выделений матрице.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-03-00778

СТРУКТУРА И СВОЙСТА МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ГИДРИДООБРАЗУЮЩЕГО СПЛАВА CoFeMnTiZrV

Король А.А.[1*], Задорожный В.Ю.[1,2], Клямкин С.Н.[3], Задорожный М.Ю.[1], Бердоносова Е.А.[3], Миловзоров Г.С.[1], Калошкин С.Д.[1]

[1]НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
[2]Erich Schmid Institute of Materials Science, Austrian Academy of Sciences, Leoben, Austria
[3]Химический факультет, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Moscow, Russia
** artemkorol1998@gmail.com*

Одним из возможных способов хранения водорода является вариант его хранения и транспортировки в виде твердого гидрида с использованием подходящих металлов или сплавов. Не так давно, широкую популярность получили так называемые „высокоэнтропийные“ сплавы или сплавы с множественными базовыми компонентами (МБК). МБК сплавы это материалы содержащие пять и более основных компонентом, каждый из которых имеет концентрацию от 5 до 35 ат. %. Такие сплавы помимо уникальных физико-механических свойств, благодаря приобретенным деформациям кристаллической решетки и искажениям на границах зёрен, могут быть благоприятными для образования гидридов и имеют относительно высокий потенциал для обратимого хранения водорода.

В настоящей работе исследован МБК сплав эквиатомного состава CoFeMnTiZrV, полученный выплавкой в электродуговой печи с последующим разливкой в индукционной печи на вращающийся барабан. Водородсорбционные свойства полученного сплава исследованы объёмным (p-V-T) и электрохимическим методами. На каждом этапе получения сплава проведён анализ фазового состава и структуры образцов. Установлено, что ёмкость по водороду полученного МБК сплава составляет около 1,7 масс. %. Экспериментально установленные значения ёмкости подтверждаются электрохимическим и объёмным методами. Кроме того, интересной особенностью полученного сплава является и то, что в процессе гидрирования в нём формируются два полностью обратимых гидрида. Оба гидрида, как и исходный сплав, обладают кристаллической решеткой на основе фазы Лавеса (структурный тип C14). В результате формирования двух гидридов объем кристаллической решетки исследуемого МБК сплава увеличился на 8% и 13%, соответственно. Последовательность образования гидридов, а также природа их формирования не до конца понятна и будет исследована в наших будущих работах.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский научный фонд, проект № 19-13-002207.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ НА БАЗЕ СИСТЕМЫ Ti-Al-Mo-V С ДОБАВКАМИ Fe И Ni

М.Н. Ситкина, А.Д. Котов, А.О. Мослех, А.В. Михайловская, О.А. Яковцева
НИТУ «МИСиС», Кафедра металловедения цветных металлов, Москва, Россия, E–mail: sitkina.m@misis.ru

Перспективным методом формообразования деталей из листов титановых сплавов является сверхпластическая формовка, особенно для современного авиастроения, так как позволяет сократить технологический цикл получения изделий благодаря возможности формообразования малым давлением газа деталей сложного рельефа, в том числе совмещая формовку и диффузионную сварку при получении полых конструкций. Актуальной задачей на сегодняшний момент является снижение температуры формообразования, что обусловлено протеканием окислительных процессов в условиях высокотемпературной формовки, а также повышенным износом оборудования и матриц. Одним из методов снижения температуры сверхпластической деформации является легирование титановых сплавов β-стабилизаторами с целью достижения оптимального соотношения α и β фаз при пониженных температурах, в том числе элементами, имеющими повышенную скорость диффузии в титане, например, такими элементами как Ni, Co, Fe.

В качестве объектов исследования были выбраны сплавы на основе промышленного сплава ВТ14 с добавками β-стабилизаторов: Fe и Ni и без них: Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B, Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B-2Fe и Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B-2Ni. Листы толщиной 1 мм из исследованных сплавов были получены путем горячей прокатки в двухфазной области. Испытания проводили при температурах 625 °С и 700 °С в атмосфере аргона. Оптимальные скорости сверхпластической деформации для исследуемых сплавов определяли по результатам испытаний с пошаговым понижением скорости (рис.1а) на основании зависимости показателя скоростной чувствительности m от скорости (рис.1б). По результатам испытаний показано, что сплавы с добавками Fe и Ni, характеризуются более высокими показателями m во всем исследованном скоростном интервале в сравнении со сплавом ВТ14. При испытании с постоянной скоростью деформации при скорости 1×10 $с^{-1}$, сплавы с добавками показали в два раза меньшие напряжения течения и более чем в два раза (до 1000%) высокие значения относительного удлинения в сравнении со сплавом ВТ14 при температуре 700 °С. При снижении температуры испытания до 625 °С значения относительного удлинения в сплавах с добавками остаются на высоком уровне – 750-800%, однако происходит повышение значений напряжения течения до 100 МПа (рис.1в). Как известно, оптимальная температура деформации листов промышленного сплава ВТ14 составляет 875 °С. Таким образом, дополнительное легирование сплава системы Ti-Al-Mo-V железом и никелем обеспечивает возможность снижения температуры сверхпластической деформации практически на 200 °С по сравнению со сплавом ВТ14.

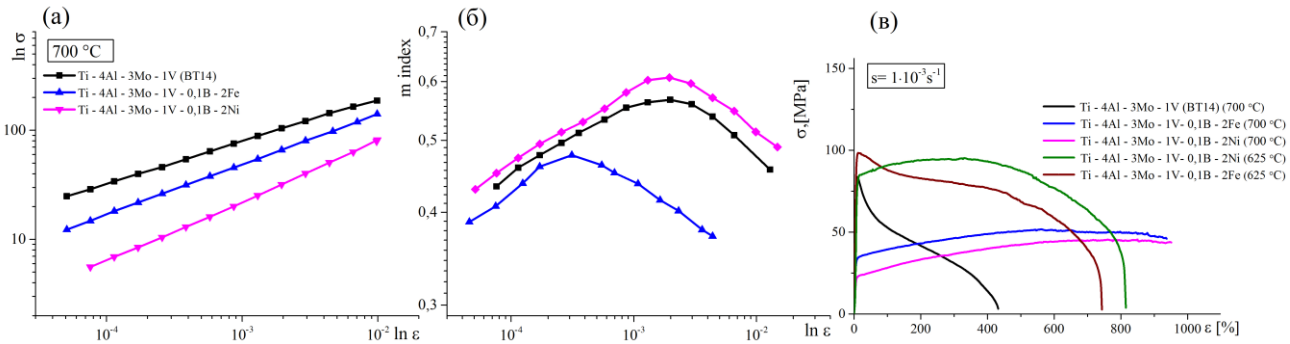


Рис.1 – Зависимость напряжения течения (а) и показателя m (б) от скорости деформации при температуре 700 °С; кривые растяжения при деформации со скоростью 1×10^{-3} $с^{-1}$ при температурах 625 °С и 700 °С (в).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ВОДОРОДСОРБЦИОННЫХ СВОЙСТВ АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА

Кварацхелия А.Р.[1,*], Задорожный В.Ю.[1,2], Клямкнин С.Н.[3], Задорожный М.Ю.[1], Е.А. Бердоносова[3], Миловзоров Г.С.[1], Калошкин С.Д.[1]

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
[2]Erich Schmid Institute of Materials Science, Austrian Academy of Sciences, Leoben, Austria
[3]Химический факультет, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Moscow, Russia
** m1603170@edu.misis.ru*

Одна из ключевых проблем глубокой газоочистки является водородное охрупчивание металлов в процессе эксплуатации. После многократных циклических процессов гидрирования и дегидрирования механические и аккумулирующие свойства классических для очистки водорода металлов, таких как палладий, значительно ухудшаются. Одним из возможных решений данной проблемы является использование композитной полимерной мембраны, армированной аморфными частицами металлического стекла, однако емкостные параметры у аморфных сплавов значительно ниже, чем у кристаллических аналогов, что затрудняет исследование их сорбционных свойств. Но, ввиду вероятных особенностей кинетики взаимодействия аморфных сплавов с водородом, они могут оказаться перспективными наполнителями для таких мембран. Так, например, потенциальное увеличение скоростей диффузии водорода, а также особенностей формирования гидридов, в аморфных сплавах, может способствовать удовлетворению требований по проницаемости и селективности, предъявляемым к газоочистительным мембранам. При этом, для исследования водородосорбционных свойств аморфного материала, используются электрохимические методы анализа, поскольку объемный (классический – PCT) метод не обладает достаточной чувствительностью.

Поэтому, в настоящей работе, для исследования обратимой ёмкости по водороду сплава на основе металлического стекла (состава $Fe_{40}Ni_{38}Mo_4B_{18}$), был использован метод электрохимического анализа. Показано, что максимальная ёмкость сплава составляет около 0.6 масс. % по водороду. Для объективного анализа исследуемого сплава использовались методы рентгеновской дифракции, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), а также дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). С помощью анализа ПЭМ было выявлено формирование гидридного слоя обратимо абсорбирующий водород, формирующегося на поверхности частицы, толщиной порядка 50 нанометров. Полученные данные дают возможность определить емкостные параметры с относительно высокой точностью. В рамках продолжения работы планируется создание и последующее исследование механических свойств, полученных композиционных мембран с наполнителем из аморфного металлического сплава, а также анализ их селективности и проницаемости по водороду.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский научный фонд, проект № 19-13-002207.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛ-ПОЛИМЕРНЫХ МЕМБРАН ДЛЯ ОЧИСТКИ ВОДОРОДА.

Д.В. Семенов[1*], В.Ю. Задорожный[1], С.Н. Клямкин[2], М.Ю. Задорожный[1], А.А. Степашкин[1], Г.С. Миловзоров[1], С.Д. Калошкин[1]

[1] НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
[2]Химический факультет, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Moscow, Russia
** semnvdv@gmail.com*

Мембранная газоочистка является одним из наиболее активно развивающихся направлений науки и техники в последние годы. При производстве водорода обычно используют мембраны на основе палладия, несмотря на их серьезные недостатки. Помимо высокой стоимости, эти материалы подвергаются водородному охрупчиванию и коксованию, что значительно ограничивает их жизненный цикл. Вышеуказанные сплавы могут быть заменены интерметаллическими соединениями (ИМС), образующими гидриды, не содержащие палладия, но для их адаптации к процессам мембранного разделения необходимы новые решения.

В настоящей работе композитные мембраны на основе полиэтилена и ИМС $LaNi_5$ были получены путем механической активации с последующим прессованием [1]. Физические свойства полученных композитов были исследованы до и после процесса гидрирования, включая эксперименты с динамическим механическим анализом (ДМА).

Полученные экспериментальные результаты показали, что интеграция металлогидридного наполнителя в полимерную матрицу приводит к увеличению модуля упругости и незначительному увеличению прочности материала.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский научный фонд, проект № 19-13-002207

[1] D.V. Strugova, et al., Int. J. Hydrogen Energy, 43 (2018) 12146-12152.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА И ПОЛИМЕРА

А. Шарма[1,*], В.Ю. Задорожный[1,2], М.Ю. Задорожный[1], А.А. Степашкин[1], М.Н. Чурюканова[1], Г.С. Миловзоров[1], Д.В. Лузгин[3], С.Д. Калошкин[1]

[1]НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
[2]Erich Schmid Institute of Materials Science, Austrian Academy of Sciences, Leoben, Austria
[3]WPI Advanced Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai, Japan

* adit15@yandex.com

В работе исследованы физико-механические свойства и биосовместимость, метал/полимерных композиционных материалов на основе биоразлагаемого металлического стекла ($Mg_{67,5}Ca_5Zn_{27,5}$) и полимера (поликапролактон). Работа является продолжением предыдущих работ авторов, опубликованных ранее [1-3]. Композиционные образцы получены с помощью механохимической обработки в шаровом планетарном активаторе смеси порошков исходных компонентов с последующей экструзией. Процесс совместной экструзии композиционной смеси проводили при температуре, близкой к области существования переохлажденной жидкости металлического стекла и вязкого течения полимера. Соотношение полимера и металлического стекла в исследуемых композиционных образцах соответствовало следующим пропорциям: 75/25, 50/50, 90/10. Проведён анализ структуры образцов полученных композитов, исследование их термических и механических свойств, а также исследования свойств биосовместимости in-vivo.

Наиболее оптимальными характеристиками обладают композиционные образцы с соотношением полимера и металлического стекла 75/25. Эти композиционные образцы сочетают в себе приемлемые механические свойства, теплопроводность и биосовместимость.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект №. 18-52-53027.

[1] M.Yu. Zadorozhnyy et al., Materials and Design 92 (2016) 306-312.
[2] V.Yu. Zadorozhnyy et al., Journal of Alloys and Compounds 707 (2017) 264-268.
[3] V.Yu. Zadorozhnyy et al., Metals 8 (2018) 1037.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭФИРСУЛЬФОНА, АРМИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ

В.Г. Торохов, Д.И. Чуков

Москва, НИТУ «МИСиС», vgtorohov@gmail.com

Полимерные композиционные материалы (КМ), армированные углеродными волокнами (УВ), являются крайне востребованными на современном рынке машиностроения. Как известно, такие материалы отличаются высокими удельными механическими характеристиками. Одной из последних тенденций в исследовании и создании композитов, армированных углеродными волокнами, является разработка матриц на основе высокотемпературных термопластичных полимеров, таких как полиэфирсульфон (ПЭС), и замена существующих аналогов на основе эпоксидных смол. Однако, вследствие плохого межфазного взаимодействия между углеродными волокнами и ПЭС, механические свойства таких материалов значительно ниже композитов на основе эпоксидных смол.

Для улучшения механических и теплофизических свойств материала требуется повысить адгезию между УВ и полимерной матрицей. Для этого в ходе данного исследования УВ подвергались поверхностной модификации методами термического и химического окисления. Термическое окисление волокон проводилось при постоянных температурах 300 ºС, 400 ºС, 500 ºС, в течение 30 минут. Поверхностная модификация методом химического окисления, в свою очередь, представляла собой выдерживание углеродных волокон в концентрированной азотной кислоте в течение 30 минут и 72 часов соответственно. Полученные модифицированные волокна пропитывались раствором ПЭС и подвергались термопрессованию при температуре 350 ºС и давлении 10 МПа. Механические испытания образцов включали в себя межслоевой сдвиг (для определения степени взаимодействия между армирующим веществом и матрицей), трехточечный изгиб и растяжение. Для исследования теплофизических свойств материалов были проведены испытания ДМА и HDT.

По итогам работы было показано, что поверхностная модификация УВ позволяет значительно улучшить механические характеристики композиционного материала. Так, предел прочности на изгиб образцов, армированных химически окисленными волокнами, составил 1022 ± 55,9 МПа, а модуль упругости 68,6 ± 3,3 ГПа. Для сравнения, для образцов, армированных не модифицированными волокнами, предел прочности и модуль упругости на изгиб составили ~602 МПа и 52 ГПа, соответственно. Термическое окисление волокон также позволяет добиться более высоких механических свойств материалов. Однако, вследствие изменения структуры УВ в ходе термической модификации, свойства как самих волокон, так и композитов, армированных этими волокнами, становятся несколько заниженными. Теплостойкость материалов, армированных модифицированными УВ, также повышается. Испытания HDT показали, что температура теплового прогиба образцов, армированных термически окисленными волокнами, составила 211 °С, по сравнению с 189,5 °С у композитов, армированных не модифицированными УВ.

Таким образом, по итогам исследования было показано, что поверхностная модификация углеродных волокон является эффективным способом повышения как механических, так и теплофизических свойств композитов на основе ПЭС. Материалы, полученные по итогам работы, имеют схожие с КМ на основе эпоксидных смол механические характеристики, а теплостойкость композиционных материалов на основе ПЭС даже превышает теплостойкость большинства существующих эпоксипластиков.

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ Al– Zn– Mg-Ni С ДОБАВКАМИ Zr И Sc

О.А. Яковцева, М.Н. Ситкина, Р.Ю. Барков, А.В. Михайловская

НИТУ «МИСиС», Кафедра металловедения цветных металлов, Москва, Россия, E–mail: yakovtsevao@mail.ru

Важным параметром для применения эффекта сверхпластичности в промышленности является скорость деформации. На сегодняшний момент активно применяются для сверхпластической формовки сплавы типа AA5083/AA7475. Формовка деталей из таких сплавов занимает несколько часов, а то и весь рабочий день для крупных деталей, так как скорости деформации не превышают 0.001 1/с. Важной задачей в промышленности на настоящий момент является повышение эффективности сверхпластической формовки за счет увеличения скорости формообразования, что позволит получать конечные изделия с требуемыми механическими свойствами при минимальных затратах на электроэнергию и оборудование.

В данной работе исследован сплав, способный к высокоскоростной сверхпластичности, на основе Al-Zn-Mg с добавками 3.6%Ni, 0.1%Sc и 0.2%Zr. Сплав получен в лабораторных условиях и сверхпластичен в интервале температур 400-520 °С. Определена оптимальная температура деформации равная 440 °С; кривая зависимости напряжения от скорости деформации имеет свойственный сверхпластичным сплавам сигмоидальный вид и высокий показатель скоростной чувствительности *m* (рис. 1а).

По результатам испытаний с постоянными скоростями деформации удлинение в сплаве составило более 800% (рис. 1б). Исходная структура сплава – нерекристаллизованная, во время сверхпластической деформации проходят процессы полигонизации и рекристаллизации. Сплав характеризуется микронным размером зерна. В тонкой структуре, рассмотренной в просвечивающем электронном микроскопе, видны признаки дислокационной активности, на начальной стадии деформации отмечены значительные скопления дислокаций, с увеличением степени деформации дислокации выстраиваются в стенки. Крупные частицы обеспечивают прохождение рекристаллизации уже к 100 % деформации, так как способствуют увеличению количества центров зарождения зародышей.

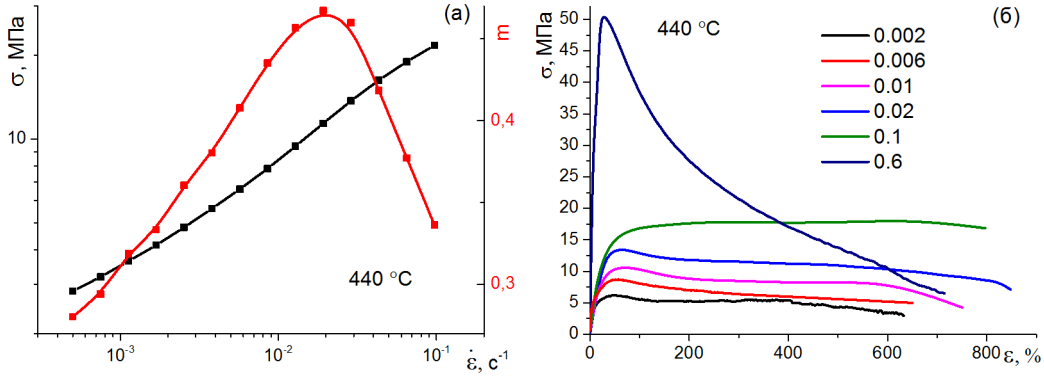


Рис. 1 – Зависимость напряжения и показателя скоростной чувствительности m от скорости деформации (а) и напряжения от относительного удлинения (б) при температуре 440 °С

Наибольшее удлинение наблюдается при скорости деформации 0.02 1/с, что более чем на порядок превышает промышленные скорости. Как можно заметить сплав сверхпластичен и при скорости 0.6 1/с, что позволяет сократить время формовки в несколько раз.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 19-79-00353.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПАЙКИ СПЛАВОМ-ПРИПОЕМ СИСТЕМЫ Ni-Cr-Fe-Si-B НА ТЕМПЕРАТУРУ РАСПАЙКИ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т

М.А. Пенязь, Б.А. Калин, А.А. Иванников, Д.М. Бачурина, Е.А. Краснова, Н.С. Попов, О.Н. Севрюков

Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия
E-mail: AAIvannikov@mephi.ru

На сегодняшний день припои на никелевой основе получили широкое распространение для соединения стальных поверхностей при изготовлении сопел жидкостных ракетных двигателей. Нарушение режима пайки при производстве таких изделий со сложной геометрией может приводить к заплавлению технологических каналов, которые используются для охлаждения, что способствует локальному перегреву в этих местах. Нормальная температура эксплуатации паяных соединений составляет 250-350 °С. Однако при перегреве эта температура может быть значительно выше. В условиях аварийной работы с потерей охлаждения паяные соединения должны выдерживать нагрев до как можно более высоких температур.

В работе рассмотрена стойкость к распайке соединений из 12Х18Н10Т, полученных по разным температурно-временным режимам пайки: 1040, 1070, 1100 и 1160 °С в течение 15, 40 и 80 минут. Для исследований выбран широко распространенный сплав-припой Ni-7Cr-4,5Si-3,5Fe-2,6B мас.% в виде фольги в аморфном состоянии толщиной 45 мкм.

Методом энергодисперсионной спектроскопии (МРСА, EDS) показано распределение химических элементов в паяных соединениях. Установлено формирование никелевого твердого раствора в шве при режимах пайки с нагревом до высоких температур (1070-1160°С) и длительных выдержках (40-80 минут). С помощью программного комплекса Thermo-Calc рассчитано, что температуры ликвидуса для всех твердых растворов, сформировавшихся при пайке по различным режимам, находятся в интервале 1268-1388 °С. Проведена верификация расчетов Thermo-Calc с помощью экспериментов на образцах, имитирующих твердые растворы. Полученные экспериментальные результаты согласуются с расчетными данными с отклонениями не более чем на 54 °С.

Экспериментально определена температура распайки образцов, и тем самым проведена верификация расчетной модели. Отклонение экспериментальных результатов по распайке соединений не превышает 2,5% от данных, рассчитанных с помощью Thermo-Calc. Даны рекомендации по режимам пайки стали 12Х18Н10Т припоем Ni-7Cr-4,5Si-3,5Fe-2,6B, мас.% для получения высокопрочного соединения с наибольшей температурой распайки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-32-90092.

ОЦЕНКА КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ РАЗЛИЧНЫХ ГРУПП ПРОЧНОСТИ

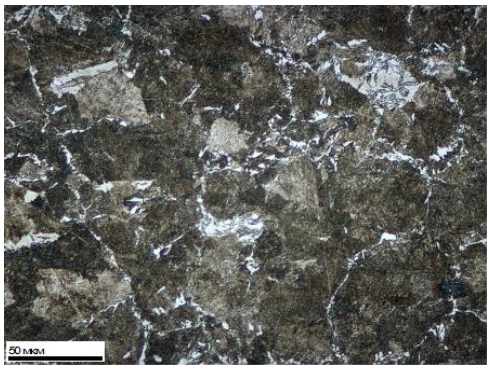
Н.А. Стукалова[1], И.Г. Родионова[2], А.В. Амежнов[3], Ю.С. Гладченкова[4]

[1] *НИТУ «МИСиС», Россия, Москва, stukalova-n@mail.ru*
[2] *ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Россия, Москва, igrodi@mail.ru*
[3] *ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Россия, Москва, amejnov@mail.ru*
[4] *МГУ им. М.В.Ломоносова, Россия, Москва, jubykova@yandex.ru*

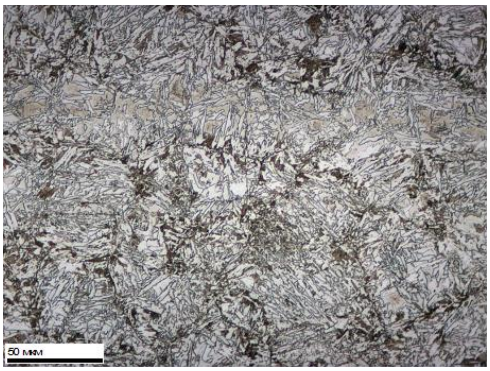
Повышение коррозионной стойкости нефтепромыслового, в том числе скважинного оборудования является одной из наиболее актуальных задач для нефтедобывающей отрасли. Основными факторами высокой скорости коррозии нефтепромыслового оборудования являются высокая минерализация пластовой воды, повышенное содержание в ней растворенных газов, наличие механических примесей, солей. Высокая агрессивность пластовой воды приводит к интенсивной коррозии погружного оборудования, в том числе колонн насосно-компрессорных труб (НКТ), что в результате приводит к их выходу из строя.

В работе проведены исследования зависимости коррозионной стойкости НКТ из углеродистых и низколегированных сталей, четырех групп прочности Е, Л, Д и К (ГОСТ 633-80) от технологических режимов обработки (способа охлаждения труб) и особенностей микроструктуры.

Проведенные исследования показали, что НКТ групп прочности Д и К, имеющие структуру, состоящую, преимущественно, из троостита (на 75 - 80 %), отличаются более высокой коррозионной стойкостью (рисунок 1, а). В то время как, структура НКТ групп прочности Е и Л, состоящая в сопоставимых количествах из троостита и мартенсита (рисунок 1, б), характеризуется пониженной коррозионной стойкостью, что связано с повышенной плотностью дислокаций в мартенсите.



а)



б)

Рисунок 1 – Характерная микроструктура сталей НКТ: а – группы прочности Д (троостит с участками феррита по границам бывших аустенитных зерен); б – группы прочности Е (высокоуглеродистый мартенсит, троостит)

Такое различие в структуре было вызвано главным образом способом охлаждения труб: НКТ групп прочности Е и Л были подвержены ускоренному охлаждению водой в спейерной установке, трубы группы К охлаждались воздухом, а Д не подвергались дополнительному охлаждению. Этот фактор значительно повлиял на структуру труб, а следовательно и на их коррозионную стойкость. В связи с тем, что подобные технологические режимы производства НКТ необходимы для достижения разных уровней прочности, заказчику было рекомендовано ввести в технологию дополнительную термическую обработку для снятия напряжений в стали и повышения коррозионной стойкости, например, закалку и отпуск, условия которых необходимо определить экспериментальным путем.

ИЗМЕНЕНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Р.В. Сундеев [1], А.В. Шалимова [2], А.М. Глезер[2,3], А.А. Велигжанин [4]

[1] РТУ МИРЭА, Москва, Россия
[2] ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва, Россия
[3] НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
[4] НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия
sundeev55@yandex.ru

Хорошо известно, что аморфные сплавы характеризуются двумя типами ближнего упорядочения (в ближайших координационных сферах) – топологическим и композиционным. Топологический ближний порядок характеризует тенденцию к определенной координации атомов в пространстве, а композиционный ближний порядок – тенденцию выбранного атома окружать себя атомами того или иного сорта. Как правило, для аморфного состояния важную роль играет ближний порядок обоих типов для первой и ряде случаев для следующих координационных сфер. Одним из наиболее эффективных способов воздействия на структуру аморфных сплавов, закаленных из расплава, является большие пластические деформации. Многочисленные эксперименты показывают, что в процессе деформации при комнатной температуре в аморфной матрице формируются сильно локализованные полосы сдвига, на которых наблюдается выделение нанокристаллов, размер которых примерно соответствует толщине полос сдвига (до 20-30 нм). Как удалось установить, подобные эффекты обусловлены локальным повышением температуры в областях полос сдвига, где протекают интенсивные процессы диссипации накопленной упругой энергии и, как следствие, наблюдается выделение заметного количества тепловой энергии. Возникает вопрос о том, каким образом может изменяться локальная атомная структура аморфных сплавов в условиях больших пластических деформаций при криогенной температуре, когда процессы кристаллизации аморфных сплавов подавляются.

Методами EXAFS-спектроскопии в синхротронном изучении, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проанализировано влияние температуры деформации (293 и 77 К) при кручении под высоким давлением (КВД) в камере Бриджмена на атомную структуру и тепловой эффект кристаллизации при непрерывном нагреве аморфных сплавов $Fe_{83-x}Ni_xB_{17}$ (x = 25, 29, 33), полученных закалкой из расплава. Если КВД при 293 К приводит к снижению теплового эффекта кристаллизации, то КВД при 77 К, наоборот, к его повышению вне зависимости от состава сплавов. Сделано заключение, что обнаруженный эффект является следствием явления обратимости характера структурных превращений в изученных сплавах при варьировании температуры деформации. Структурные исследования показали, что КВД при 293К приводит к более упорядоченному состоянию (к частичной кристаллизации) исходных аморфных сплавов, а КВД при 77 К, наоборот, стимулирует образование более совершенной аморфной структуры (подавление ближнего порядка и повышение средних значений координационных чисел вокруг атомов железа в первой координационной сфере).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-32-70007) и гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-43.2020.2).

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МИКРОСТРУКТУРЫ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ТРУБ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В НЕФТЕГАЗОВОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Н.А. Стукалова[1], А.В. Червонцева[1], А.В. Амежнов[2], И.Г. Родионова[2], Э.А. Соколовская[1]
[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва
[2]ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г. Москва
stukalova-n@mail.ru

Коррозионная стойкость углеродистых и низколегированных сталей, применяемых для производства насосно-компрессорных труб (НКТ), определяется главным образом химическим составом стали, загрязненностью металла неметаллическими включениями (НВ) и особенностями микроструктуры.

Существует прямая взаимосвязь между характером микроструктуры и коррозионной стойкостью стали. Так, например, более напряженные структуры, такие как бейнит и мартенсит, отрицательно сказываются на коррозионной стойкости металла в связи с повышенной плотностью дислокаций. В то же время менее напряженная феррито-перлитная структура отрицательного влияния не оказывает. В зависимости от химического состава, режимов термической обработки сталей и технологических условий производства труб в структуре могут образовываться те или иные структурные составляющие в различном соотношении. В связи с этим, для установления закономерностей влияния микроструктурных особенностей на коррозионную стойкость стали необходимо осуществлять количественную оценку параметров структуры с применением различных компьютеризированных методов обработки изображений структур.

Данный подход был реализован на низколегированных низкоуглеродистых сталях различных категорий прочности. Различия в структурах определялись химическим составом сталей и режимами термической обработки. Это, в свою очередь, обусловило различия в их прочностных и коррозионных свойствах.

Структуры, представленные для анализа, носили сложный, многокомпонентный характер. В них наблюдались одновременно ферритные, перлитные и мартенситные участки, что существенно усложнило цифровую обработку, потребовался особый дифференциальный подход. Одни участки различных структурных составляющих имели очень близкий уровень интенсивности, что значительной мере усложнило их адекватное разделение и последующее определение геометрии информативных параметров.

С целью решения этой задачи, на начальном этапе было необходимо обосновать выбор уровня бинаризации. Хорошо зарекомендовавшие себя до этого методы его определения, например, по Оцу, С-образные кривые [1,2] на данных структурах не проявили себя в полной мере. Отсюда возникла необходимость определения уровня бинаризации на основе статистических кривых и гистограмм распределения интенсивностей поля яркости изображений.

На основе сопоставления интенсивности яркости отдельных элементов изображений структур были предложены критерии их бинаризации, далее определялись их количественные характеристики с использованием программных пакетов ImageExpert или JmicroVision. Для каждого вида структур, исходя из их морфологии, выделялись свои информативные параметры. Конечно, данное обстоятельство увеличило трудоемкость обработки изображений структур, однако это дало возможность получить объективные оценки морфологии анализируемых структур, что, в свою очередь, необходимо для достижения более глубокого понимания механизмов их разрушения и коррозии.

1. Otsu N. // IEEE Trans. Systems, Man and Cybernetics. – 1979. – Vol. 9, 1. – pp. 62.

2. Соколовская Э.А. // Вопросы материаловедения. – 2013, № 4. – с. 143-153.

ОЦЕНКА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ ПАДАЮЩИМ ГРУЗОМ ИЗ АНАЛИЗА ГЕОМЕТРИИ ОБРАЗЦОВ

Д.Е.Капуткин[1, 2], Л.М.Капуткина[2], А.Г.Глебов[2], А.И.Абакумов[3], Т.С.Есиев[4]

[1] *МГТУ Гражданской авиации*
[2] *НИТУ «МИСиС»*
[3] *РФЯЦ-ВНИИЭФ*
[4] *Газпром ВНИИГАЗ*
E-mail: kaputkin@mail.ru

Запись зависимости ускорения бойка от времени и последующее интегрирование для получения зависимости усилия от перемещения бойка позволяет получить не только силовые, но и энергетические параметры разрушения. Из диаграммы нагрузка–перемещение бойка в автоматическом режиме получают две характеристики: работу разрушения образца, то есть уменьшение кинетической энергии падающего груза за время контакта бойка с образцом, и так называемую работу распространения трещины – энергию, расходуемую после достижения максимума на кривой зависимости нагрузки от перемещения бойка. Обе указанные работы монотонно, но нелинейно возрастают с повышением температуры испытаний, то есть с повышением ударной вязкости материала образца.

Эта энергия расходуется на: упругую деформацию бойка и опор; упругую деформацию образца; пластическую деформацию образца; образование поверхностей разрушения образца; трение образца и бойка/опор; трение подвижной и неподвижных частей установки; прочие потери.

В настоящей работе были измерены затраты энергии на упругую и пластическую деформацию образца, исходя из экспериментально измеренных геометрии образца и кривых растяжения материала. Эти кривые были получены на установке Instron-3369 при температурах +20, -20 и -40°С и в них были внесены поправки на скорость деформирования.

Для оценки величины относительной пластической деформации ε_p использовали результаты измерения толщины каждого сечения 3D-образа образца. Так как толщина образца много меньше, чем длина трещины, можно считать, что (из закона постоянства объема пластически деформированного материала) относительное изменение толщины сечения равно относительному удлинению ε, которое и использовали при расчете энергии пластической деформации. Интегрированием по плоскости сечения определяли линейную плотность энергии деформации, а интегрированием по объему – также и значения энергии упругой, пластической и полной деформации. В тех зонах, где сначала была пластическая деформация сжатия, а затем – растяжения, общая пластическая деформация была рассчитана как сумма деформаций сжатия и растяжения. Объемная плотность энергии деформации в каждой части образца была рассчитана как сумма энергии пластической и упругой деформации. При этом энергия упругой деформации во всех случаях составляла от 1 до 5 % от общей энергии деформации.

Рассчитанная общая энергия, затраченная на деформацию образца (РЭД), с повышением температуры испытаний от монотонно нелинейно возрастает от 7,5 кДж при -80^0С (хрупкое разрушение) до 15 кДж при -40^0С (хрупко-вязкое разрушение) и до 17 кДж при $+20^0$С (вязкое разрушение). Таким образом, величина РЭД сильно чувствительна к переходу от хрупкого к хрупко-вязкому разрушению, но слабо чувствительна к переходу от хрупко-вязкого к вязкому разрушению.

При хрупком разрушении РЭД практически равна работе разрушения образца, при хрупко-вязком составляет более 70 % от неё, а при вязком – менее 70 %. Соотношение РЭД и работы разрушения можно считать показателем типа излома.

АНАЛИЗ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТНОЙ ПОДКРЕПЛЁННОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ПАНЕЛИ С ВНУТРЕННИМИ ДЕФЕКТАМИ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

А.Л. Медведский[1], М.И Мартиросов[2], А.В. Хомченко[3]

[1]Центральный аэрогидродинамический институт им. проф. Н.Е. Жуковского
[2]Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет
[3]ПАО «Корпорация «Иркут»

KhomchenkoAnton@yandex.ru

В различных областях промышленности большую значимость приобрели изделия из композиционных материалов (КМ). Такие материалы обладают рядом преимуществ по сравнению с традиционными конструкционными материалами: высокой удельной прочностью и жёсткостью, высокой износостойкостью и сопротивлением усталости, а также возможностью создания уникальных механических свойств в зависимости от требований, предъявляемых к изделию и т.д. Однако изделия из КМ обладают недостатками, среди которых особую значимость имеет высокая чувствительность к ударным нагрузкам. В авиации прочность элементов конструкции, выполненных из КМ, должна подтверждаться расчётами и испытаниями образцов с повреждениями (дефектами), которые могут возникать на различных этапах производства и эксплуатации авиационной техники. Среди причин, которые могут привести к возникновению дефектов на этапе эксплуатации, можно выделить следующие: столкновение с птицами, удар камнями на взлёте, разрушение вращающихся деталей двигателя с неконтролируемым разлётом обломков, удар фрагментами пневматика, попадание в град, столкновение при буксировке или рулении с объектами аэродромной инфраструктуры, удар аэродромными устройствами на стоянке, падение инструмента или заменяемой детали и т.д. Наличие дефектов в элементе конструкции из КМ может привести к растрескиванию связующего и разрушению волокон, что приводит к уменьшению несущей способности.

Работа посвящена анализу поведения подкреплённой пологой цилиндрической панели из КМ под действием нестационарной нагрузки. Рассматривается углепластиковая панель заданных размеров, выполненная по автоклавной технологии из препрега на основе HexPly M21/34%/UD194/IMA (углеродная лента IMA на основе высокопрочного волокна HexTow IMA-12K и эпоксидное модифицированное связующее M21). Укладка обшивки выполнена по следующей схеме: $[+45°/-45°/0°/90°/0°/0°/+45°/-45°]_{sym}$ (всего 16 монослоёв). Подкрепляющие элементы (изготовлены из двух половинок L-образного сечения) имеют следующий формат укладки: $[+45°/-45°/90°/0°/+45°/-45°]_{sym}$ (всего 12 монослоёв). В модели присутствуют межслоевые дефекты между подкрепляющими элементами в центре обшивки между всеми слоями (начиная с №1–№2 и т.д. до №15–№16). В качестве граничных условий рассматривается шарнирное опирание вдоль длинных кромок. Слои обшивки и подкрепляющих элементов моделируются отдельно и соединяются клеевым контактом за исключением зон, в которых расположены дефекты. В качестве нагрузки рассматривается взрывное воздействие с конечной энергией детонации и сферической взрывной волной. Механические характеристики монослоя известны (при нормальной температуре +23°C и влажности - в состоянии поставки). В качестве результатов представлены распределения действующих напряжений в слоях, прогибы панели и давление на внешней поверхности обшивки в различные моменты времени. Также на основе напряжений и деформаций вычисляются индексы разрушения и коэффициенты запаса прочности по существующим критериям прочности (Hashin, Puck, Chang-Chang, LaRC03) на различных этапах действия нагрузки. Проводится анализ снижения коэффициента запаса прочности в зоне дефектов.

РАСЧЁТ ГРАДИЕНТНЫХ ТЕПЛОВЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

И.Е. Пермякова

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», inga_perm@mail.ru

В настоящее время весьма актуальным направлением научных исследований является комплексное изучение физических закономерностей поведение аморфных сплавов (АС) при лазерном воздействии с целью модификации их поверхности, создания аморфно-нанокристаллических композитов с улучшенными эксплуатационными характеристиками. Комбинирование аморфных и кристаллических структур по сечению, формирование градиентных структур даёт новый импульс к созданию "интеллектуальных" материалов, функционирующих с соответствующей реакцией на изменение внешних условий. Перед лазерной обработкой важно осуществить предварительные теоретические расчеты оптимальных параметров лазерного облучения и формирующихся тепловых полей для последующего контролируемого получения необходимых структурных состояний и свойств. В нашем случае, при расчёте, для ввода параметров лазерной обработки и теплофизических характеристик использовали следующие данные: 1) объектами исследований выбраны образцы лент АС $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$, $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$, $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ 1 × 1 см, толщиной 30 мкм, полученные методом спиннингования; 2) облучение проводилось эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером (λ = 248 нм, τ = 20 нс). Количество импульсов n варьировалось от 1 до 1000; энергия импульса E_i = 150 мДж; плотность энергии W = 0.3 Дж/см^2; частота следования f = 2 Гц; радиус пятна R_s = 4.2 мм.

Численное моделирование показало сверхвысокие значения скоростей нагрева и охлаждения АС (см. таблицу). Такие скорости являются характерной чертой лазерной закалки, которую можно использовать для поверхностного термоупрочнения АС.

АС	$v_{наг} = \frac{\partial T(0,\tau)}{\partial t}$, (°C/c)	$v_{охл} = \frac{\partial T(0;3\tau)}{\partial t}$, (°C/c)	T_{max}, °C	T_{crys}, °C	h, мкм
$Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$	$8.9\cdot10^9 – 3.31\cdot10^{10}$	$-1.56\cdot10^9 – -5.9\cdot10^7$	505	530	0.75
$Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$	$8.6\cdot10^9 – 3.2\cdot10^{10}$	$-1.5\cdot10^9 – -5.7\cdot10^7$	489	410	0.76
$Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$	$2.6\cdot10^{10} – 9.7\cdot10^{10}$	$-4.6\cdot10^9 – -1.7\cdot10^8$	1430	450	0.49

Вычислена максимальная температура нагрева поверхности T_{max} при 1 импульсе в центре облученной области в виде круга и глубина h прогреваемого слоя для изученных АС (см. таблицу). Кроме того, проведено моделирование тепловых полей по толщине АС и радиусу пятна при малых дозах облучения (до n = 100). Установлено, что изменение температур от поверхности вглубь образца меняется от 505°C до 100°C, что соответствует протеканию интенсивных процессов структурной релаксации в АС $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$. В АС $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$ лазерный отжиг даже небольшим числом импульсов будет инициировать процесс кристаллизации, поскольку T_{max} несколько превышает T_{crys}. В случае АС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ компьютерное моделирование даёт более драматичный прогноз – облучением малыми дозами достигаются плавильные температуры (см. таблицу). С учётом сопоставления расчётных температур максимального нагрева поверхности с температурами кристаллизации исследованных сплавов (см. табл.) даны рекомендации по режиму лазерной обработки в пределах аморфного состояния малыми дозами для возможности снятия внутренних закалочных напряжений и снижения магнитных потерь. С фиксированными значениями параметров лазерного воздействия (λ, τ, f, R_s) энергию импульсов можно варьировать, однако она не должна превышать 155 мДж для АС $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$; ≤ 120 мДж – для $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$ и ≤ 40 мДж – для АС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$. Увеличение установленных значений E_i будет провоцировать кристаллизацию сплавов, что вполне может быть применено на практике, например, для прицельного изменения конфигураций чередующихся зон аморфной и кристаллической составляющей по поверхности и сечению лент АС.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-08-00341 "А").

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ОТКАЗОВ СОЕДИНИТЕЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ НЕЗАВОДСКОГО ИЗГОТОВЛЕНИЯ

С.В. Скородумов, Д.А. Гаврилов, П.В. Пошибаев

ООО «НИИ Транснефть», SkorodumovSV@niitnn.transneft.ru

Ретроспективный анализ аварий и инцидентов на объектах трубопроводного транспорта нефти показал, что возникновение отказов деталей незаводского изготовления обусловлено воздействием комплекса причин, таких как низкое металлургическое качество исходной трубы – заготовки, нарушение технологий проведения сварочных работ с низким уровнем неразрушающего контроля после строительства, нарушениями при проведении земляных работ в части разработки котлованов избыточных размеров с отсутствием обеспечения планового высотного положения трубопроводов, и ряда других.

В представленной работе на примере дефектного тройника с усиливающей накладкой рассматриваются типовые причины разгерметизации соединительных деталей.

Как показали исследования, причиной образования трещины в области сварного шва приварки усиливающей накладки к ответвлению тройника, приведшим к его разгерметизации, стали сверхнормативные напряжения в области сварного шва приварки усиливающей накладки к ответвлению, превышающие предел прочности материала патрубка тройника.

Возникновение сверхнормативных напряжений было обусловлено просадкой участка трубопровода под весом расположенного над трубопроводом грунта после земляных работ в районе отказа.

Разрушению способствовали низкое металлургическое качество металла ответвления тройника – многочисленные сульфидные включения значительной протяженности, а также микроструктура перегрева по типу видманштетта с повышенной твердостью, которая имеет пониженные пластичность и трещиностойкость.

Характер поверхности разрушения оказался смешанный: зона старта трещины у внешней поверхности преимущественно хрупкая, центральная часть – слоистая (распространение трещины вдоль вытянутых неметаллических включений параллельно оси ответвления с участками среза в поперечном направлении), вязкая область долома с объемной пластической деформацией. Элементы усталостного разрушения в изломе обнаружены не были.

Полученные авторами работы результаты свидетельствуют о необходимости формирования программ своевременной замены и дополнительного контроля для деталей трассового изготовления.

ВЛИЯНИЕ ДРОБНОСТИ И ИЗМЕНЕНИЯ НАПРАВЛЕНИЯ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА

Н.А. Шурыгина[1], А.О. Черетаева[1], А.М. Глезер[1, 2], Д.Л. Дьяконов[1], А.Д. Медведева[2], Р.В. Сундеев[1, 3], А.А. Томчук[1, 4]

[1] *ФГУП «ЦНИИчермет им.И.П. Бардина», Москва, Россия*
[2] *НИТУ МИСиС, Москва, Россия*
[3] *РТУ МИРЭА, Москва, Россия*
[4] *МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия*
E-mail: *shnadya@yandex.ru*

Кручение под высоким давлением (КВД) в камере Бриджмена является одним из распространенных способов создания больших пластических деформации. Способы деформации можно условно разделить на непрерывные и дробные. При непрерывном способе в процессе приложения внешней нагрузки твердое тело непрерывно пластически деформируется до необходимой степени изменения формы (например, кручение, сжатие, одноосное растяжение, изгиб). При втором способе механическое воздействие на твердое тело носит кратковременный характер с возможностью реализовать только одну степень пластической деформации за один цикл (например, горячая или холодная прокатка, а также ковка, экструзия). Процессы пластического формоизменения носят в этом случае, как правило, дробный характер и происходят с помощью нескольких циклов (проходов). Цель данной работы заключается в том, чтобы экспериментально оценить влияние дробности и направления (реверсивности) деформации при КВД в камере Бриджмена на микроструктуру, микротвердость и коррозионную стойкость технически чистого титана.

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый титан. Образцы в виде пластин 15×15×0.05 мм были подвергнуты деформации КДВ (P = 6 ГПа) в камере Бриджмена при комнатной температуре со скоростью вращения подвижного бойка 1 об/мин. Суммарная деформация N во всех случаях соответствовала двум полным оборотам подвижной наковальни. Были выбраны шесть вариантов деформирования: **1)** непрерывное (число оборотов за цикл N_c = 2, число циклов n = 1); **2)** дробное однонаправленное кручение (N_c = 1, n = 2); **3)** дробное однонаправленное кручение (N_c = 0,5, n = 4); **4)** дробное реверсивное кручение (N_c = 1, n = 2); **5)** дробное реверсивное кручение (N_c = 0,5, n = 4).

После КВД микроструктура титана представляет собой смесь α и ω фаз. Показано, что повышение числа циклов ведет к заметному увеличению V_ω в случае однонаправленной деформации. В случае реверсивной деформации типа дробность деформации приводит к уменьшению количества ω-фазы.

Показано, что повышение числа циклов ведет к заметному снижению величины микротвердости HV, причем эффект дробности деформации наиболее выражен для деформации в одну сторону.

Для всех исследованных образцов стационарный потенциал в 1M HCl положителен (E_{cor} > 0), что указывает на пассивное состояние технически чистого титана и его коррозионную стойкость в выбранной среде. Дробная деформация по 0,5 оборота как однонаправленная, так и реверсивная, ухудшает стойкость титана при большой анодной поляризации в 1M HCl, образцы не полностью пассивируются: наблюдается монотонный рост тока при потенциалах более 0.8 и 1.2 В соответственно.

Таким образом, показано, что дробность и изменение направления кручения (по часовой или против часовой стрелки) при КВД в камере Бриджмена, оказывают при прочих равных условиях заметное влияние на характер структуры и механические свойства технически чистого титана.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 18-08-00640а).

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА

В.А. Федоров[1], А.Д. Березнер[1], Н.С. Перов[2], Т.Н. Плужникова[1], Д.Ю. Федотов[1], А.А. Шлыкова[1]

[1]Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, 392000, ул. Интернациональная 33, Тамбов, Российская Федерация, qwert1009@mail.ru
[2]Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, 119991, ГСП-1, Ленинские горы, д.1, стр.2, Москва, Российская Федерация

Магнитные свойства кристаллических систем были достаточно подробно изучены с классических и квантовых позиций в теоретических работах П. Ланжевена, В. Гейзенберга, В. Паули, Л.Д. Ландау, С.В. Вонсовского и др. Одним из результатов этих исследований является построение пространственных распределений намагниченности (доменов) в системе поликристаллического магнетика. В аморфных металлических сплавах (АМС) существование ферромагнитного упорядочивания было теоретически предсказано А.И. Губановым. Несмотря на наличие фундаментальных работ по магнитным свойствам аморфных систем, ряд важных вопросов в области металлических стекол-магнетиков остается еще нерешенным.

Основной целью работы является оценка применимости теории неупорядоченного магнетика (теория Я.П. Бирюкова) к объяснению свойств аморфных ферромагнитных сплавов на основе Co и Fe. Измерение намагниченности и магнитной восприимчивости проводили на ленточных сплавах АМАГ-225 с весовым соотношением элементов Fe (73,5%), Ni (25%), Cr (1,5%), с использованием вибрационного магнитометра Lake Shore 7407, в магнитных полях до 1600 Э. В работе также исследовали изменение ферромагнитного гистерезиса кобальтовых металлических стекол АМАГ (179, 180, 183, 186), до и после их обработки в различных условиях (изотермический отжиг, неизотермическая ползучесть, усталость, и кислотное травление). При этом отжиг осуществляли при постоянных температурах (ниже точки кристаллизации сплавов $T_{cryst.}$ = 800 К): 443 К, 593 К, 743 К, в течение 10 минут. Испытания на неизотермическую ползучесть проводили в переменном температурном поле по методике, указанной в работе [1]. В условиях усталостных испытаний прикладывали переменную нагрузку в знакопостоянном режиме, в диапазоне 200–375 МПа, с частотой 2 Гц. Установлено, что теория Я.П. Бирюкова позволяет проводить только качественное исследование магнитных свойств АМС ввиду большого отклонения расчетного значения температуры Кюри от экспериментального. При этом подтверждается гипотеза о слабой корреляции между обменной и спиновой составляющими в аморфном магнетике, что объясняет меньшую инерционность перемагничивания АМС при наложении внешнего магнитного поля. Аморфная магнитная система при комнатных температурах может рассматриваться в виде газа магнонов с нормальным распределением, частицы которого обладают бóльшим числом степеней свободы по отношению к кристаллическим аналогам. Наличие у некоторых аморфных сплавов преимуществ по магнитным показателям в отношении кристаллических систем может быть также объяснено отсутствием периодического коллективного воздействия спиновых волн (возмущений). Основные соотношения теории Бирюкова позволяют успешно интерпретировать обобщенно динамику раскрытия петель гистерезиса до и после различных обработок, указанных выше.

[1] Fedorov, V.A. Determining the Form of a Hydrodynamic Flow upon Creep of an Amorphous Cobalt-Based Metal Alloy in a Variable Temperature Field / V.A. Fedorov, A.D. Berezner, A.I. Beskrovnyi, D. Neov // Tech. Phys. Lett., – 2018. – vol. 44. – p. 678–680.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-01-00513_А)

ДЕФОРМАЦИЯ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ И ЛИНЕЙНОГО РАВНОМЕРНОГО НАГРЕВА

В.А. Федоров[1], А.Д. Березнер[1], М.Ю. Задорожный[2], И.С. Головин[2], Д.В. Лузгин[3,4]

[1]Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, 392000, ул. Интернациональная 33, Тамбов, Российская Федерация, qwert1009@mail.ru
[2] НИТУ «МИСиС», 119049, Ленинский пр-кт 4, Москва, Российская Федерация
[3]WPI Advanced Institute for Materials Research, Tohoku University, Aoba-Ku, Sendai 980-8577, Japan
[4]MathAM-OIL, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology (AIST), Sendai 980-8577, Japan

Систематизированное модельное исследование свойств материалов, для которых имеет место стекольный переход, является одной из основных нерешенных проблем физики конденсированного состояния. Металлические стекла на основе алюминия являются перспективными материалами благодаря их высокой прочности, легкости и, соответственно, – удельной прочности. В связи с этим, представляет интерес исследование механической деформации аморфного сплава $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$, в условиях одновременного воздействия линейного по времени нагрева и дополнительного циклического нагружения. Аморфные ленты $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$, длиной 30 мм, шириной ~ 4.5 мм и толщиной ~ 0.026 мм изготавливали методом спиннингования. Исследование деформации проводили в динамическом механическом анализаторе Q800, в режиме нагрева до 673 K со скоростью ~ 10.6 K/мин. Перед началом испытаний к образцу прикладывали статичную растягивающую нагрузку 20 МПа, которая оставалась фиксированной до окончания эксперимента. В дополнение к статичной нагрузке, образец нагружали в синусоидальном режиме, с амплитудой 20 кПа и различными частотами: 0.3 Гц или 3 Гц. При проведении деформационных испытаний по указанной методике, образец удлиняется с бóльшей скоростью, в отличие от экспериментов с линейным нагревом по времени при статичной нагрузке. В ходе экспериментов было установлено, что увеличение частоты осцилляции механической нагрузки (с 0.3 Hz до 3 Hz) приводит к дальнейшему возрастанию скорости деформации образцов. В связи с этим, в работе выполнено моделирование влияния циклической нагрузки и линейного нагрева на деформацию аморфного сплава $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ и проведен дальнейший анализ полученных результатов. Установлено, что деформация с высокой точностью (коэффициент корреляции свыше 0.99) осуществляется по гиперболическому закону [1], характерному для деформации ленточных сплавов, находящихся в условиях статичной нагрузки и линейного нагрева. Аналитический вид гиперболической зависимости позволяет найти силу реакции образца $F_{reaction}$ по заданной внешней статичной нагрузке и осциллирующей нагрузке – посредством второго закона Ньютона (обратная задача). Полученная функция силы реакции демонстрирует биения и резонанс, которые наблюдается на эксперименте и могут быть обусловлены одновременным наложением термоактивационной и циклической составляющих нагрузки. Такое воздействие может приводить к повышенной текучести и преждевременному разрушению образца на определенных значениях частот.

[1] Fedorov, V.A. Determining the Form of a Hydrodynamic Flow upon Creep of an Amorphous Cobalt-Based Metal Alloy in a Variable Temperature Field / V.A. Fedorov, A.D. Berezner, A.I. Beskrovnyi, D. Neov // Tech. Phys. Lett., – 2018. – vol. 44. – p. 678–680.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-01-00513_А)

ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЫ НА ПРЕРЫВИСТУЮ ДЕФОРМАЦИЮ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА

А.А. Шибков, С.С. Кочегаров, А.А. Денисов, М.А. Желтов

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Россия, Тамбов
e-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

Многие алюминиевые авиационные сплавы проявляют механическую неустойчивость, которая выражается в явлении прерывистого течения, известного как эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ). Эффект ПЛШ связан с локализацией пластической деформации в полосах, которые ухудшают формуемость сплавов и могут вызвать внезапное разрушение как при металлообработке, так и в условиях эксплуатации. Вместе с тем, одним из важнейших факторов, влияющих на долговечность и живучесть авиационных алюминиевых сплавов, является коррозия под напряжением. Проблема изучения взаимосвязи коррозии под напряжением и эффекта ПЛШ имеет по крайней мере две составляющие: а) исследование влияния агрессивной среды на развитие пластических неустойчивостей ПЛШ; б) исследование влияния полосообразования, вызывающего прерывистую деформацию ПЛШ, на коррозию под напряжением. Настоящая работа относится к первой проблеме и посвящена исследованию влияния агрессивной среды на прерывистую деформацию промышленного алюминий-магниевого сплава АМг6, используемого при производстве авиационной техники и автомобилей. Основные результаты, полученные в работе, состоят в следующем.

1. Экспериментально исследовали влияние, 30 %-го раствора HCl на механическую устойчивость алюминий-магниевого сплава АМг6. Установлено, что через временной интервал ~ 10 с после нанесения на поверхность капли раствора образец, деформируемый с постоянной скоростью роста напряжения $\dot{\sigma}_0 = 0.3$ МПа/с, теряет механическую устойчивость и на кривой растяжения возникает деформационная ступень амплитудой 1-3 %, которая сопровождается осцилляциями с силовом отклике и характерным акустическим сигналом, обусловленный формированием деформационных полос.

2. Электронно-микроскопические исследования, а также численное моделирование показывают, что в ходе травления поверхность сплава становится шероховатой (фрактальной), причем вследствие конечности объема травителя процесс спонтанно затухает с формированием конечной фрактальной морфологии с размерностью, равной размерности фронта градиентной перколяции $D \approx 1.33$.

3. Предполагается, что в ходе коррозии под напряжением образующаяся фрактальная поверхность сплава создает широкий спектр хаотично распределенных концентраторов напряжения, которые на определенном участке деформационной кривой способствуют развитию макроскопической дислокационной лавины и, соответственно, появлению скачка деформации амплитудой несколько процентов. Полученные результаты подтверждают важную роль состояния поверхности на развитие макроскопической пластической неустойчивости сплава, демонстрирующего эффект ПЛШ.

Необходимы дальнейшие исследования влияния коррозии под напряжением на прерывистую деформацию и полосообразование алюминиевых авиационных сплавов, включающие учет диффузионных процессов в объеме травителя и вдоль фазовой границы, роль вариации поверхностного натяжения, а также микроструктурные исследования поверхности для верификации результатов численного моделирования процесса коррозии.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (Проект № 19-38-90145 Аспиранты) и РНФ (Проект № 18-19-00304).

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫМ ИЗГИБОМ НА ПОВРЕЖДЕННОСТЬ СТРУКТУРЫ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Н.А. Волчок[1], С.И. Иовчев[2], Д.Н. Беличенко[1], А.А. Брюханов[1],

[1]*Южноукраинский национальный педагогический университет им. К.Д.Ушинского, 65020, Одесса, ул. Старопортофранковская, 26, Украина, (aabr2007@rambler.ru),*
[2]*Одесский национальный морской университет, 65029, Одесса, ул. Мечникова, 34, Украина, (iovchev-serj@rambler.ru)*

Поврежденность $D(\vec{n})$ (коэффициент поврежденности) материала характеризуется отношением площади элемента $dS^*(\vec{n})$ ($\vec{n}$ – нормаль к плоскости dS^*) сечения тела поврежденного микропорами, микротрещинами, нагромаждениями дислокаций, к общей площади dS $(\vec{n})$ без учета каких либо микроповреждений: $D(\vec{n}) = \dfrac{dS^*(\vec{n})}{dS(\vec{n})}$

Изучали образование и изменение структуры микроповреждений при последовательных деформациях растяжением и сжатием в листах низкоуглеродистой однофазной стали DC04 (0.06% C, до 0.35% Mn, до 0.40%Si, ~ 0.025% S, P) фирмы «Salzgitter Flachstahl» толщиной 2 мм в условиях поставки с однофазной ферритной структурой. Последовательные деформации растяжения и сжатия наблюдали на различных сторонах плоских образцов при деформации знакопеременным изгибом (ЗИ). Изгиб проводили обкаткой на ролике диаметром 50 мм до 0.25, 0.5, 0.75, 1, 3, 6, 9, 12 циклами. Установка для изгиба обкаткой обеспечивала равномерную деформацию по всей длине образца. Степень поврежденности металла оценивали по изменению упругого модуля по отношению к отожженному эталону в сравнении с электронно-микроскопическими измерениями. Упругий модуль (E) измеряли по частоте собственных поперечных колебаний, поврежденность рассчитывали: $D = 1 - \dfrac{\tilde{\nu}^2}{\nu^2}$ ($\tilde{\nu}, \nu$ - частоты колебаний образцов с поврежденной и неповрежденной (отожженной) структурами, соответственно).

Деформация ЗИ отожженных полос (0.25 цикла) приводит к формированию структуры с микроповрежденностями в виде пор в растянутой области, к уменьшению частоты (ν) собственных колебаний прямоугольных образцов и модуля Юнга (E). Электронная микроскопия полос стали (деформация 0.25 цикла) на стороне, подвергнутой деформации растяжением демонстрировала поврежденности в виде пор, преимущественно сферической формы, как внутри зерен, так и на их границах. Явных поврежденностей на поверхности, подвергавшейся сжатию, не наблюдалось. Выпрямление полос (деформация ЗИ 0.5 цикла) стали приводит к «деградации» поврежденностей, образовавшихся на предыдущем этапе ЗИ в растянутой области полос и повторяется при каждом выпрямлении образцов. Коэффициент поврежденности (D) уменьшается при изгибах и возвращается к предыдущему значению после выпрямления полос. Изменения D при смене деформации «растяжение – сжатие» в НП+45^0 протекает более интенсивно, чем в НП и ПН. При увеличении деформации ЗИ до 10 и более циклов величина «деградации» поврежденностей при выпрямлениях образцов уменьшается, коэффициент поврежденности уменьшается мало. Происходит накопление поврежденностей в виде пор, не претерпевающих изменений при изменениях вида деформации.

ИНТЕГРАЛЬНАЯ ПОВРЕЖДЕННОСТЬ ОБЪЕКТОВ КОЛЬЦЕВОЙ ФОРМЫ

Н.А. Волчок, Дячок Д.А., Дышлов Е. В, А.А.Брюханов,

Южноукраинский национальный педагогический университет им. К.Д.Ушинского (Украина), (aabr2007@rambler.ru),

На практике часто приходится иметь дело с разрушением различного рода металлических объектов в виде круглых пластин и колец (шестерни, диски и пр.), получаемых путем различного вида штамповки, прессования, механической обработки. Получение интегральной картины распределения поврежденностей таких объектов на различных этапах механической и термической обработок методами механических испытаний проблематично, электронная микроскопия требует большого объема исследований.

Изучали взаимосвязь частот собственных продольных колебаний стальных колец, полученных из листового материала, и уровнем интегральной поврежденности $D = 1 - \tilde{\omega}^2 / \omega$,где $\tilde{\omega}$ и ω - частоты собственных продольных колебаний колец из поврежденного металла и неповрежденного эталона.

Решение уравнения движения элемента сечения замкнутого кольца с радиусом R осевой линии с учетом условия нерастяжимости осевой линии и граничными условиями в виде периодичности продольной волны получено в виде: $\omega = \frac{6d}{\sqrt{20}} \cdot \sqrt{\frac{E}{\rho}} \cdot \frac{1}{R^2}$, где d- ширина кольца ($d = R_2 - R_1$), R_2 и R_1 - внешний и внутренний радиусы кольца, Е – модуль Юнга и ρ - плотность металла.

Тарировку формулы проводили по результатам измерений частот продольных колебаний колец, вырезанных из листа низкоуглеродистой стали марки DC04 (0.06% C, до 0.35% Mn, до 0.40%Si, ~ 0.025% S, P) фирмы «Salzgitter Flachstahl» толщиной 2 мм с однофазной ферритной структурой. Сталь предварительно отжигали при температуре 300^0C в среде нейтрального газа в течение 24 часов. Из листа вырезали кольца диаметрами осевой линии 5·5, 6·5, 7·5, 8·5, 9·5, 10·5 и ширине колец 5 мм. Модуль Юнга (Е=230ГПа) определили усреднением измерений по трем направлениям частот собственных поперечных колебаний прямоугольных образцов. ρ=7300 кг/м^3.

Изучали уровень поврежденности колец стали DC04, вырезанных с внешней стороны шестерни (без зубьев), полученной выдавливанием из листа толщиной 2 мм. Толщина колец составила 4 мм. Одно из колец подвергали длительному отжигу при температуре 275 – 300^0C и рассматривали его в качестве неповрежденного эталона. Частоту собственных продольных колебаний измеряли с помощью программы Spectra PLUS. Дифференциальную поврежденность измеряли методом электронной микроскопии путем подсчета площадей, занятых микропустотами (dS*) относительно общей площади (dS) в трех разных сечениях деформированного кольца $d(\vec{n}) = dS(\vec{n}) / dS(\vec{n})$, которая составила ~ 0.04, 0.06 и 0.066. Интегральная поврежденность кольца, измеренная по частоте собственных продольных колебаний кольца составила 0.045.

РАССЕЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЛН НА МИКРОПУСТОТАХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

А.А. Брюханов, Г. Герштейн, Н.А. Волчок, Д.А. Делигиоз

[1]*Южноукраинский национальный педагогический университет им. К.Д.Ушинского (Украина), (aabr2007@rambler.ru),*
[2]*Институт материаловедения Ганноверского университета им. Г.Ф. Лейбница, (ФРГ), (gerstein@iw.uni-hannover.de)*

Рассмотривается взаимодействие монохроматической плоской продольной волны в бесконечной упругой среде со сферической полостью (пора), размеры которой значительно меньше длины волны. Движение среды и сферы предполагается состоящим из суммы поля плоской продольной волны (падающей) и поля сферических волн (рассеяных), обусловленных присутствием сферы. В приближении (Truell R.,Elbaum Ch., Chick B. Ultrasonic methods in Solid State Physics. Academic Press, New York and London. 1969. 308 p.) решение для сечения рассеяния (γ_N) получено в виде:

$$\gamma_N = \frac{4}{9} g_c (k_1 a)^4, \text{ где } g_c = \left(\frac{4}{3}+4\right)\frac{\left[2+3(\aleph_1/k_1)^5\right]}{\left[4-9(\aleph_1/k_1)^2\right]^2} - \frac{3}{2}\left(\frac{\aleph_1}{k_1}\right)^2 + \frac{2}{3}\left(\frac{\aleph_1}{k_1}\right)^3 + \frac{9}{16}\left(\frac{\aleph_1}{k_1}\right)^4;$$

$$k = \frac{\omega}{v_l} = \frac{\omega}{\left[(\lambda+2\mu)/\rho\right]^{1/2}}; \ \aleph = \frac{\omega}{v_t} = \frac{\omega}{(\mu/\rho)^{1/2}};$$

v_l и v_t - скорости продольной и поперечной упругих волн в среде; λ и μ - коэффициенты Ламе, $G = \mu$ -модуль сдвига и $\aleph / k = v_t / v_l$.

Характер взаимодействия звуковых волн для разных частот (ω) с дефектами в виде пустых полостей в сплошной среде g_c выражается только через скорости продольных и поперечных волн в среде.

Современные методы измерения скорости распространения ультразвуковых (УЗ) волн в металлах позволяют получить результаты высокой точности в областях малого объема за счет многократного отражения от ограничивающих объем поверхностей. При выборе оптимального неповрежденного эталона возможна оценка дифференциальной поврежденности в различных частях полуфабрикатов и изделий.

Исследовали влияние деформации растяжением на изменение скорости распространения УЗ волн. Скорость УЗ определяли при помощи эхо-импульсного прибора марки Krautkramer System USLT 2000. Излучатель и приемник марки Ultraschallkopf CLF-4 (4 МГц). располагали на поверхности образцов. Образцы стандартной формы (dog bone) из листов стали DC04 (толщина 2 мм) растягивали до 3, 6, 10 и 15% дефрмации. Длину пробега УЗ волны *L* при многократном внутреннем отражении *n* находили из условия *L=nD**(*D**-кажущаяся толщина). Толщину D измеряли микрометром. Расчеты поврежденности проводили по изменению скорости УЗ по отношению к отожженному эталону. Скорости УЗ по всем трем направлениям в листах уменьшаются, а поврежденности растут, до 10 % деформации. При более высоких деформациях интенсивность падения скорости УЗ уменьшается, что объясняется коагуляцией поврежденностей в более крупные пустоты, в результате чего уменьшается количество рассеивающих центров. Электронномикроскопические исследования находятся в удовлетворительном согласии с данными УЗ исследований.

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ МЕТОДОВ РАСЧЕТА ФРО ПО ИХТ

А.Р. Гохман[1], Н.А. Волчок[1], С.И. Иовчев[2], А.А.Брюханов[1]

[1]*Южноукраинский национальный педагогический университет им. К.Д.Ушинского (Украина), (aabr2007@rambler.ru),*
[2]*Одесский национальный морской университет*

Представление текстурного состояния при помощи функций распределения кристаллов по ориентациям (ФРО) позволяет описывать анизотропию свойств не только в металлических полуфабрикатах с некоторой внешней симметрией, но и в изделиях сложной формы. Для объектов орторомбической симметрии (листы) восстановление трехмерной ФРО из двумерных распределений нормалей к кристаллографическим плоскостям на сфере проекций, полюсных фигур (ПФ) сводится к решению уравнения: $P_{\vec{h}}(\alpha,\beta)=\frac{1}{2\pi}\int_0^{2\pi} f(\varphi_1,\Phi,\varphi_2)d\gamma$ (α,β – сферические координаты выхода нормали $\vec{h}$ к кристаллографической плоскости (hkl) на сфере проекций, P – полюсная плотность, φ_1,Φ,φ_2 – углы Эйлера, задающие ориентацию кристалла относительно системы координат образца, $d\gamma$ – элемент интегрирования). Метод решения по Бунге предусматривает разложение обеих частей уравнения по стандартным функциям соответствующих симметрий и подсчета коэффициентов разложения для численной реконструкции ФРО. Программы по расчету ФРО таким подходом встроены в современные рентгеновские дифрактометры типа «Сименс». Они требуют не менее трех экспериментальных ПФ. Так как ориентация кристалла полностью задается ориентациями двух нормалей $\vec{h}_1$ и $\vec{h}_2$ к непараллельным его плоскостям, в методе, названном вероятностным, основное уравнение имеет вид: $P(\vec{h}_1)=\frac{1}{2\pi}\int f(\vec{h}_1,\vec{h}_2)d\gamma$, где $P(\vec{h}_1)$ полюсная плотность нормали $\vec{h}_1$ к кристаллографической плоскости $(h_1k_1l_1)$, $\overline{h}_2$ - нормаль к другой плоскости кристалла $(h_2k_2l_2)$, которая образует с первой некоторый угол α, а $f(\vec{h}_1,\vec{h}_2)$ - ФРО. Решение этого уравнения в явном виде имеет вид: $f(\vec{h}_1,\vec{h}_2)=P(\vec{h}_1)P(\vec{h}_2|\vec{h}_1)$, где $P(\vec{h}_1)$ - абсолютная плотность вероятности распределения нормали $\vec{h}_1$, а $P(\vec{h}_2|\vec{h}_1)$ - условная плотность распределения вероятности ориентации вектора $\vec{h}_2$ в некотором положении при условии, что $\vec{h}_1$ фиксирован. Интегральные характеристики текстуры (I_i) ($i=1,2,3$ для кубических структур), комбинации направляющих косинусов ориентации кристалла, рассчитываются усреднением по ФРО и несут исчерпывающую информацию об анизотропии тензорных свойств листов.

Изучали текстуру прокатки листов стали DC04. Массив значений ФРО, полученный встроенной программой расчета ФРО по методу Бунге, на основе обработки экспериментальных ПФ использовали для расчета (I_i^B). По экспериментальным ПФ рассчитали ИХТ вероятностным методом (I_i^P). (Счетчики квантов дифрактометра Сименс позволяют проводить измерения интенсивности отраженных рентгеновских лучей до углов наклона 85^0). Анизотропия модуля Юнга (Е), рассчитанная по (I_i^P) показала лучшее совпадение с данными прямых измерений Е, чем по (I_i^B), что свидетельствует о меньшей погрешности метода за счет некорректности поставленной задачи.

СПЕЦИФИКА НЕУПРУГИХ ПРОЦЕССОВ В ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СПЛАВАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ УДАРНОЙ НАГРУЗКИ

В.Н. Варюхин,[1] В.В. Малашенко[1,2]

[1]*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк,*
[2]*Донецкий национальный университет, Донецк*
malashenko@donfti.ru

Ударным нагрузкам функциональные сплавы подвергаются при ковке, штамповке, динамическом канально-угловом прессовании, высокоскоростной обработке, пробивании оболочек, использовании взрыва для сварки и обработки, воздействии лазерных импульсов и корпускулярных потоков [1-3]. На формирование механических свойств твердых тел и их поведение под нагрузкой огромное влияние оказывают процессы зарождения, размножения и движения дислокаций, а также их взаимодействие с другими структурными дефектами. Характер этого взаимодействия при высокоскоростной и квазистатической деформации отличается весьма существенно. В условиях ударных нагрузок дислокации совершают надбарьерное скольжение и преодолевают потенциальные барьеры, создаваемые другими дефектами, динамическим образом без помощи тепловых флуктуаций. В динамической области скоростей в сплавах и примесных кристаллах основным механизмом диссипации становится необратимый переход энергии внешних воздействий в энергию поперечных дислокационных колебаний в плоскости скольжения, возникающих при взаимодействии дислокации с потенциальными барьерами структурных дефектов. Этот механизм весьма чувствителен к виду спектра дислокационных колебаний, прежде всего к наличию в нем щели. Существование спектральной щели означает, что дислокация совершает колебания в параболической потенциальной яме, перемещающейся по кристаллу вместе с дислокацией. Такая яма может быть создана коллективным воздействием на дислокацию точечных дефектов или других дислокаций, магнитоупругим взаимодействием, влиянием свободной поверхности или границы зерна. Развитая нами теория динамического взаимодействия структурных дефектов дает возможность получать аналитические зависимости механических свойств твердых тел от их упругих констант и характеристик содержащихся в них дефектов для широкого круга задач дислокационной динамики, объясняет ряд экспериментально наблюдающихся закономерностей, предсказывает существование новых динамических эффектов, стимулируя постановку целенаправленных экспериментов, выявляет общие закономерности динамического поведения объектов совершенно разной физической природы [4-7]. В частности, получены условия, при выполнении которых возможно нарушение соотношения Тейлора при воздействии ударных нагрузок. В рамках единого подхода объяснены различные типы концентрационной зависимости твердорастворного упрочнения (линейная, корневая, *N*-образная), отрицательная скоростная зависимость предела текучести. Полученные результаты могут быть полезными при определении оптимальной концентрации легирующих добавок в функциональных сплавах в условиях ударных нагрузок.

1. Batani, D. // Europhysics Letters, **114**, 65001(1–7). 2016.
2. D.R. Tramontina, E.N. Hahn, M.A. Meyers, and E.M. Bringa // AIP Conference Proceedings **1793**, 070002 (2017).
3. Канель,Г.И., Зарецкий Е.Б., Разоренов С.В., Ашитков С.И., Фортов В.Е. // УФН, 1875, 525 (2017).
4. Варюхин В.Н., Малашенко В.В. // Известия РАН. Серия физическая, **82**, 37 (2018).
5. Малашенко В.В. // ФТТ, **10**, 1683 (2020).
6. Malashenko V.V. // Physica B: Phys. Cond. Mat., **404**, 3890 (2009).
7. Малашенко В.В. // Письма в ЖТФ. **18**, 39 (2020).

ПРИМЕНЕНИЕ АККУМУЛИРУЮЩЕЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ДЛЯ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ 10

Д.В. Гундеров[1,2*], И.А. Рамазанов[2], М.Р. Ибрагимова[2]

[1]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа
[2]Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, г. Уфа

Ilnar.ramazanov@yandex.ru

Ранее были проведены исследования по изучению влияния интенсивной пластической деформации (ИПДК) на структуру и свойства стали 10. Однако в исследованиях [1-3] доказано, что при ИПДК твердых металлических материалов реальная деформация γ значительно меньше, чем ожидаемая по формуле $\gamma = 2\pi nR/h$ [4]. Гораздо большие значения деформации можно получить методом аккумулирующей интенсивной пластической деформации кручением (АК-ИПДК), предложенном в [3]. В докладе представлены сравнительные результаты микроструктуры и измерения микротвердости на образцах после классической ИПДК и новой АК-ИПДК. ИПДК проводилась на бойках диаметром 10 мм с канавкой глубиной 0.3 мм под давлением 6 ГПа. Один диск был подвергнут обычному ИПДК 11 оборотов. Другой образец подвергнут аккумулирующей ИПДК - на первом этапе дисковый образец подвергался ИПДК с n=2 оборотами наковален. Затем ломался на 4 части, которые складывались в стопку на бойки, проводилась осадка стопки и снова ИПДК с n=2. И так четыре цикла. На конечном этапе проводилась ИПДК n=3. Итого суммарное число оборотов аккумулирующей ИПДК составило n = 11. Микротвердость на образцах определялось при нагрузке HV 0.025. В исходном состояние среднее значение микротвердости составило 227 HV. После ИПДК значение Hv в центре образца выросло практически в 2 раза (425 HV), в середине радиуса Hv составило 662 HV, а на периферии 735 HV. АК-ИПДК позволило получить более высокое значение и более равномерное распределение Hv – в центре и середине радиуса образца 730 HV и 736 HV соответственно. На периферии микротвердость достигла 807 HV. Согласно данным ПЭМ, темное поле, в структуре стали 10 после АК-ИПДК формируются структурные элементы размером менее 50 нм, что заметно меньше, чем при ИПДК по традиционному режиму.

[1] Z. Kovács, E. Schafler, P. Szommer, Á. Révész, J. Alloys Compd. 593 (2014) 207–212.

[2] Ганеев А.В. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СЕГРЕГАЦИЙ И КАРБИДОВ ЖЕЛЕЗА НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧЕНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ КРУЧЕНИЕМ, диссертация к.ф-м.н. Уфа –2019

[3] D.V. Gunderov, A.A. Churakova, E.V. Boltynjuk, E.V. Ubyivovk, V.V. Astanin, R.N. Asfandiyarov, R.Z. Valiev, W. Xioang, J.T. Wang, J. Alloys Compd. 800 (2019) 58–63.

[4] R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, Bulk Nanostructured Materials, John Wiley & Sons, Inc, Hoboken, NJ, 2013.

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕЖФАЗНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАТЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ Ti–6Al–4V

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

В настоящей работе исследовали микроструктуру сплава Ti-6Al-4V, после отжига в вакууме в широком интервале температур в области α+β, образцы закаляли в воде. Области, образовавшиеся при закалке в результате разложения α- и β- зерен, образовавшихся в процессе отжига, сохранили форму предшествующих α- и β- зерен. Рассмотрены тройные переходы, образованные двумя α/β межфазными границами (МФГ) и одной межзеренной границей (МЗГ) в α- или β- фазе. Соответствующие углы θ_α и θ_β, образованные двумя α/β МФГ, были измерены на изображениях СЭМ. Тогда средние соотношения $R_\alpha = \gamma_\alpha/\gamma_{\alpha\beta}$ и $R_\beta = \gamma_\beta/\gamma_{\alpha\beta}$, ($\gamma_\alpha$,$\gamma_\beta$, и $\gamma_{\alpha\beta}$ - средние поверхностные напряжения границ зерен (ГЗ) в α- фазе, в β- фазе и α/β МФГ, соответственно) были определены для всех температур отжига температурные зависимости R_α и R_β приведены на Рис. 1.

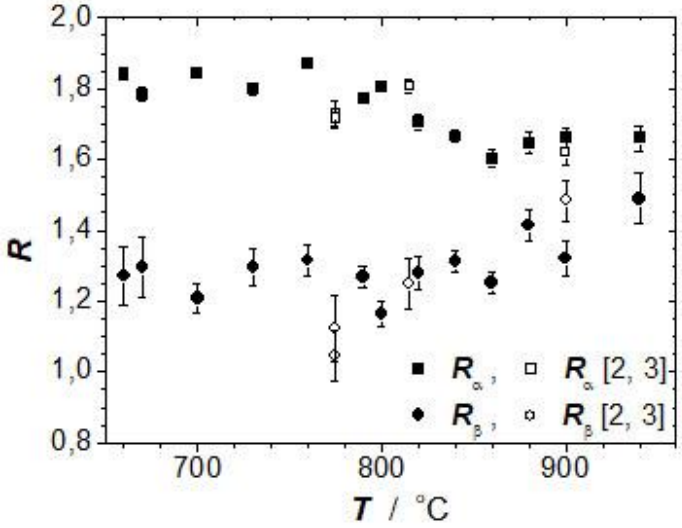


Рисунок 1. Температурные зависимости $R_\alpha(T)$ и $R_\beta(T)$ [1].

На основе этих зависимостей и литературных данных были получены количественные оценки параметров температурных зависимостей средних поверхностных напряжений ГЗ в α- и β- фазе, а также МФГ α/β в области α+ β сплава Ti-6Al-4V.

1. A.S. Gornakova, S.I. Prokofjev, J. Mater. Sci. (2020) DOI: 10.1007/s10853-020-04432-w Access to the text: https://rdcu.be/b12Kq.
2. Semiatin SL, Kirby BC, Salishchev GA (2004) Coarsening Behavior of an Alpha-Beta Titanium Alloy. Metall Mater Trans A (35A):2809-2819
3. Sargent GA, Zane AP, Fagin PN, Ghosh AK, Semiatin SL (2008) Low-temperature coarsening and plastic flow behavior of an alpha/beta titanium, billet material with an ultrafine microstructure. Metall Mater Trans A 39A:2949-2964

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (грант 18-03-00067).

ТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ ЮНГА СПЛАВА Ti–2.2 ВЕС.% Fe ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ И КВД

А.С. Горнакова[1], Н.С. Афоникова[1], И.И. Ходос[2], А.И. Тюрин[3], Б.Б. Страумал[1]
[1]*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*
[2]*Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, Черноголовка, Россия*
[3]*НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия*
alenahas@issp.ac.ru

Воздействуя на многокомпонентные и многофазные сплавы на основе титана с помощью кручения под высоким давлением (КВД) в сочетании с термической обработкой, можно достичь полезных модификаций структуры и свойств этих сплавов.

Цель данной работы направлена исследовать влияние предварительно отжига (в трех различных областях фазовой диаграммы Ti-Fe [1]) и КВД, на твердость и модуль Юнга сплава Ti–2.2вес.% Fe.

Исследуемый двухкомпонентный титановый сплав Ti–2.2вес.% Fe был приготовлен из титана марки ТИ-1 (иодидный титан 99.98 %) и железа (99.97 %). Сплав был выплавлен в индукционной печи в атмосфере чистого аргона. Отжиг образцов (∅ 10 мм, толщина 0.7 мм) проводился при T = 470, 615 и 950°C, продолжительность составила 673, 270 и 270 часов, соответственно. Полученные образцы подвергали КВД при комнатной температуре при 7 ГПа, скорости деформации 1 об/мин и 5 оборотах плунжера. После КВД толщина образцов составила 0.35 мм.

Измерения локальных физико-механических свойств (твердости - H и модуля Юнга – E) [2-5] проводили на приборе TI-950 Triboindenter оснащенного индентором Берковича (НИИ «НТ и НМ» ТГУ, Тамбов), при комнатной температуре. Определение числовых значений величин H и E исследованных образцов проводили по методике Оливера-Фарра [2] на основе характерных $P(h)$ диаграмм [2-4]. Исследования проводились при комнатной температуре и постоянной нагрузке (200 mN).

По результатам экспериментов было показано, что значения твердости и модуля Юнга для сплава Ti–2.2вес.% Fe зависят не только от температуры предварительного отжига перед КВД-обработкой. Более того, значения H и E сильно локализованы относительно области проведения измерений и радиуса направления измерений. Предварительная термообработка сплава в двухфазной области при T = 615°C дает самые высокие значения твердости (5,8 ГПа) и модуля Юнга (152,7 ГПа) на середине радиуса образца.

1. Murray J.L. // Bull. Alloy Phase Diagr. 1981. Vol. 2 (3). P. 320.
2. Oliver W.C., Pharr G.M. // J. Mater. Res. 19(1), 3 (2004).
3. Golovin Yu.I., Tyurin A.I., Aslanyan E.G., Pirozhkova T.S., Vorobev M.O. // Measurement Techniques. 2016. V. 59. № 9. P. 911-915.
4. Golovin Yu.I., Tyurin A.I., Aslanyan E.G., Pirozhkova T.S., Vasyukov V.M. // Physics of the Solid State. 2017. Vol. 59. № 9. P. 1803-1811.
5. Golovin Yu.I., Ivolgin V.I., Korenkov V.V., Tyurin A.I. // Technical Physics Letters. 1997. Vol. 23. № 8. P. 621-623.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (грантов 18-03-00067 и 19-58-06002) и РФФИ (грант 18-29-17047 - исследование локальных физико-механических свойств методами наноиндентирования).

ГИСТЕРЕЗИС ПОДВИЖНОСТИ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ

В.Г. Сурсаева
Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Московская область, 142432, Россия
E-mail: sursaeva@issp.ac.ru

Работа выполнена на индивидуальных специально приготовленных границах и тройных стыках Рис.1. Изучено стационарное движение тройных стыков в ходе изотермических отжигов при последовательном нагреве и охлаждении. Приводятся экспериментально полученные значения:

1. Температуры компенсации при движении индивидуальных границ зёрен и тройных стыков.
2. Температуры перехода от стыковой кинетики с граничной при движении тройных стыков.
3. Температуры зернограничных фазовых переходов.

Делается вывод, что зернограничные фазовые переходы определяют для тройных стыков смену стыковой кинетики на граничную и равенство подвижности границ с разными кристаллографическими параметрами.

Тройные стыки с достраиваемой малоугловой границей движутся по стыковой кинетике. Гистерезис стыковой подвижности не проявляется при движении таких стыков. Тройные стыки с большеугловыми границами демонстрируют переход от стыковой кинетики к граничной при Т=370С. При движении тройного стыка по граничной кинетике выше 370С наблюдался гистерезис зернограничной подвижности. Рис.2. (■) точки 1-3 соответствуют значениям подвижности, полученной в ходе изотермического отжига по схеме ступенчатого нагрева, а (●) точки 4-11 по схеме ступенчатого охлаждения. Наблюдается сильное отклонение от Аррениусовской зависимости зернограничной подвижности и гистерезис зернограничной подвижности. На температурной зависимости подвижности, полученной в ходе изотермических отжигов по схеме ступенчатого охлаждения (точки 4-11) можно выделить два участка. При отжигах 4-7 значения подвижности меняются незначительно. При отжигах 8-12 наблюдается резкое снижение подвижности на два порядка. Видно, что линия зернограничной подвижности идёт значительно выше, чем при ступенчатом нагреве. Заметим, что линии зернограничной подвижности, полученные по схеме ступенчатого нагрева (точки 1-3) и охлаждения (точки 4-8), идут параллельно со смещением по температуре на 30°С, а по подвижности на 1,5 порядка.

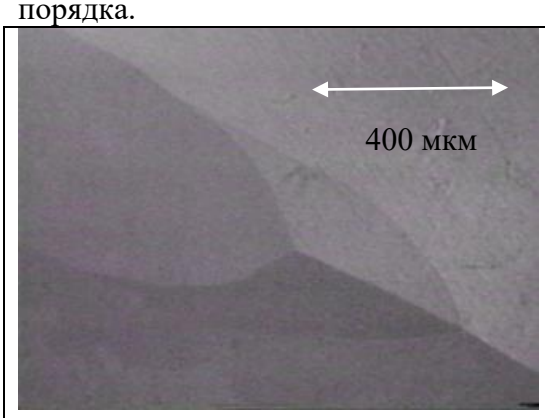


Рис.1. Видеокадр тройного стыка с границами наклона $[11\bar{2}0]$ и углами разриентации 30° 30° 60°. Ширина среднего зерна 300 мкм

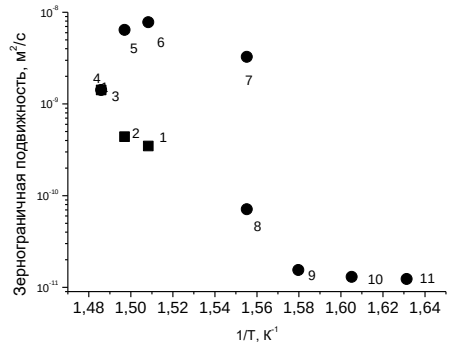


Рис.2. Температурная зависимость подвижности тройного стыка с границами наклона $[10\bar{1}0]$ и углами разориентации 20° 40°,60°

Работа выполнена в рамках госзаказа и при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 19-03-00168).

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ FECO-V ПОД ВЛИЯНИЕМ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ.

Л.Ф.Мурадимова [1], А.М.Глезер [1,2], Д.Л.Дьяконов [2], А.А.Томчук [2]

[1] Россия, НИТУ «МИСиС», Lyaysan42@gmail.com
[2] Россия, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, a.glezer@mail.ru

В настоящее время влияние больших пластических деформаций на изменение структуры в металлах вызывает большой интерес. В данной работе были выявлены закономерности изменения физико-механических и магнитных свойств в тройных сплавах FeCo-V после МПДК (мегапластическая деформация кручением). Деформация проводилась на наковальне Бриджмена с количеством оборотом N=0; 0.5; 1; 2; 3; 4 при комнатной температуре.

В ходе процесса деформации обнаружено формирование двух структурных составляющих: деформационных фрагментов и динамически рекристализованных зерен. Показано что доля деформационных фрагментов по мере роста числа оборотов сначала возрастает до значения 0,4-0,45 при N=1, а затем выходит на насыщение и не меняется при последующем возрастании N. Установлено также, что средний размер деформационных фрагментов вне зависимости от содержания в сплаве ванадия и величины деформации составляет 50 нм. Средний размер рекристаллизованных зерен составляет 150-250 нм и плавно снижается по мере роста величины деформации.

Увеличение содержания V в сплаве влияет на количество γ-фазы. Так же его объемная доля связана со степенью деформации при МПДК. Количество γ-фазы возрастает с увеличением V, но так же ее доля повышается при большем количестве оборотов. Подобная закономерность объясняется конкуренцией двух факторов: тенденцией к выделению более плотной γ-фазы под действием квазигидростатического давления в камере Бриджмена и тенденцией к протеканию мартенситного γ-α превращения под действием сдвиговых напряжений, создаваемых при кручении.

Соотношение ДФ и РЗ влияет на уровень внутренних напряжений в сплавах. В свою очередь, внутренние напряжения связаны с коэрцитивной силой и твердостью. Таким образом, увеличение степени деформации при МПДК отражается на свойствах сплавов.

МПДК оказывает влияние на степень дальнего атомного порядка. С помощью метода дифракции тепловых нейтронов был установлен тип дальнего порядка (B2) в сплавах, а так же изучено влияние этой структурной характеристики на значение параметра кристаллической решетки.

ГЕОМЕТРИЯ ПРОСТРАНСТВА КАК СПОСОБ ОПИСАНИЯ СИСТЕМЫ ТРЕЩИН И ДИСЛОКАЦИЙ

А.М.Авдеенко[1], Е. И. Кузько[2]

[1]АГПС МЧС РФ ,[2]НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
joms@mfp.misis.ru

Обобщение полевой теории дефектов на теорию разрушения, и построение асимптотических или точных решений для калибровочных полей и полей напряжений в системе произвольно ориентированных надрезов сделано в работах [1,2].

В частности, если в теле имеется трещины, то их наличие можно описывать с помощью фиктивного симметричного тензорного поля, которое создает «эффективное» риманово пространство с соответствующей метрикой В эффективном римановом пространстве обычную производную заменяются на ковариантные $\mathrm{R_{m,n}}$.

Введение в эту модель дислокаций осуществляется введением другого калибровочного поля с инфинитезимальным преобразованием $\delta\varepsilon^{\mu}_{\gamma} = \varphi^{\mu}_{,\gamma} + \Gamma^{\mu}_{i\gamma}\varphi^{i}$. Теперь ковариантная производная удлиняется: $\mathrm{D_m R_n} = \mathrm{R_{m,n}} + \Gamma^{i}_{mn}\mathrm{R_i} + \varepsilon_{mn}$ и тогда лагранжиан нового поля выражается стандартным образом с учетом кривизны пространства, порожденного трещинами.

Уравнения равновесия и уравнения для полей $\varepsilon^{\mu}_{\alpha,\beta}$ получаются обычным варьированием. Для произвольной системы трещин без дислокаций получено и точное и асимптотическое решение для полей напряжений [1,2]. В системе без трещин решение, обладающее осевой симметрией, сводится к известному выражению поля дислокаций.

Список литературы:

1. Штремель М.А., Кузько Е.И., Пантелеев Г.В. Взаимодействие многих трещин // Деформация и разрушение материалов, 2005, №5 с.2-6

2. Авдеенко А.М. Калибровочная модель трещины // Физическая мезомеханика, 2015, Т.18, № 6, с.45-49.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР И ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СВЕРХУПРУГОМ СПЛАВЕ Ti-18Zr-14Nb

В.А. Шереметьев[1], С.М. Дубинский[1], А.А. Кудряшова[1], С.Д. Прокошкин[1], В. Браиловский[2]

[1]НИТУ «МИСиС» (Москва, Россия)
[2]Ecole de Technologie superieure (Montreal, Canada)
sheremetyev@misis.ru

Безникелевые титановые сплавы с памятью формы (СПФ) системы Ti-Zr-Nb являются одними из наиболее перспективных металлических материалов для костных имплантатов, функционирующих под нагрузкой, благодаря уникальному сочетанию биохимической и биомеханической совместимости. Наиболее перспективными за счет реализации сверхупругого поведения при комнатной температуре и высокого ~6% ресурса обратимой деформации являются СПФ Ti-18Zr-(14-15)Nb (здесь и далее в ат.%). Формированию в таких материалах ультрамелкозернистых и наноструктурных состояний уделяется особое внимание ученых. Успешный опыт повышения комплекса свойств за счет формирования наноструктурных состояний в СПФ Ti-Ni и Ti-Nb-Zr основан на применении термомеханической обработки (ТМО), включающей холодную деформацию со степенями от умеренной до интенсивной и последеформационный отжиг (ПДО). Особенный интерес вызывает исследование развития мартенситного превращения под воздействием нагрузки и температуры в наноструктурных СПФ с критически малым (менее 20 нм) размером зерна.

Целью данной работы было исследование особенностей развития обратимого мартенситного превращения под воздействием деформации и температуры в наноструктурных состояниях СПФ Ti-18Zr-14Nb, сформированных методами ТМО.

Объектом данного исследования был СПФ Ti-18Zr-14Nb, полученный методом вакуумно-индукционной плавки и подвергнутый горячей деформации прокаткой с обжатием 50% при температуре 900 °C. Для формирования наноструктур к сплаву была применена ТМО, включающая холодную деформацию прокаткой (ХП) со степенями e=0,3 и e=3 и ПДО при температурах 500, 525 и 550 °C в течение 5-30 минут. Структуру и субструктуру сплава изучали методом просвечивающей электронной микроскопии в обычном и высоком разрешении. Особенности изменения фазового состояния сплава изучали методом рентгеноструктурного анализа *in situ* в условиях деформации растяжением до 6% с шагом 1% и последующей разгрузкой. Для оценки полноты протекания мартенситного превращения при охлаждении и деформации проводили рентеноструктурный анализ при температурах +25 и -180 °C и после пластической деформации на 15% для стабилизации мартенсита напряжений. Механические свойства сплава определяли при испытаниях растяжением до разрушения.

Показано, что ТМО с умеренной (e=0,3) ХП и ПДО при 500 °C формирует полигонизованную наносубзеренную субструктуру β-фазы и некоторое количество α-фазы, наблюдаются субзерна размером около 30 нм. Повышение температуры ПДО до 550 °C приводит к развитию субзерен от нано- до субмикрометрового размера. В результате ХП (e=3) образуется сильнодеформированная, динамически рекристаллизованная нанокристаллическая, местами аморфная структура, что подтверждается значительным уширением рентгеновских линий β-фазы. После ПДО при 500 °C наблюдается статически рекристаллизованная нанокристаллическая структура, средний размер зерна ≈17 нм. После ПДО при 525 °C зерна вырастают до ≈350 нм. В рентгеновских экспериментах *in-situ* установлено, что размер зерна ≈28 нм является критическим для СПФ Ti-18Zr-14Nb и α''-мартенсит не образуется под воздействием деформации и температуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №20-63-47063).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ FE-30MN-5SI

П.О. Кадиров, Ю.С. Жукова, С.М. Дубинский, В.А. Шереметьев, М.А. Караваева, Ю.А. Пустов, С.Д. Прокошкин

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

Pulat_1993-2009@mail.ru, yulia.s.zhukova@gmail.com, sdubinskiy@gmail.com, vadim.sheremetyev@gmail.com, karavaeva.ma@yandex.ru, yury.pustov@gmail.com, sprokoshkin@mail.ru

Методами рентгеноструктурного и металлографического анализа, дифференциальной сканирующей калориметрии, хронопотенциометрии, потенциодинамической вольтамперометрии и механических испытаний на растяжения изучено влияние термомеханической обработки (ТМО) по различным режимам, включая горячую прокатку при 600 (ГП 600) и 800 °С (ГП 800) со степенью деформации e=0,3, а также холодную прокатку с пост-деформационным отжигом при 500 (ХП 500) и 600 °С (ХП 600), e=0,3, на структуру, механические свойства, температуры обратимого мартенситного γ↔ε превращения и характеристики электрохимического поведения биорезорбируемого сплава Fe-30Mn-5Si (масс., %).

По данным рентгеноструктурного анализа ТМО приводит к уменьшению объемной доли ε – мартенситной фазы по сравнению с исходным состоянием (ИС) сплава (гомогенизационный отжиг при 900 °С в течение 60 минут с последующей закалкой в воду). При калориметрическом исследовании температурных точек обратимого мартенситного превращения γ↔ε установлено, что ТМО приводит к понижению температуры начала прямого мартенситного превращения (M_s) до температуры, близких к температуре человеческого тела. Наилучший результат продемонстрировал режим ГП 800, для которого точка M_s составляет 38 °С. Изучено влияние ТМО на значение модуля Юнга. Установлено, что ТМО приводит к небольшому уменьшению модуля Юнга. Это обусловлено предмартенситным «размягчением» кристаллической решетки, выражающемся в уменьшении модуля Юнга, при приближении к температуре M_s. ТМО во всех случаях вызывает увеличение концентрации дефектов решетки (дислокаций, субграниц, границ зерен), что приводит к снижению температуры M_s и приближает ее к температуре деформации, вызывая уменьшение модуля Юнга.

ТМО сопровождается значительным деформационным упрочнением, вследствие чего наблюдается увеличение предела текучести по сравнению с ИС. Наибольшее значение предела текучести достигается на режимах ХП 500 и ХП 600, что обусловлено наиболее высокой концентрацией дефектов кристаллической решетки в нерекристаллизованном зерне, однако режимы ХП демонстрируют низкую пластичность. Меньшее увеличение предела текучести при сохранении высокой пластичности достигается в случае ГП 600 и ГП 800, что обусловлено протеканием процессов динамической полигонизации и рекристаллизации.

Определены стационарные потенциалы сплава в модельном биологическом растворе, моделирующем состав жидкой фракции костной ткани человека. Режим ТМО не оказывает существенного влияния на потенциал коррозии, но его значения оказываются на более чем 200 мВ отрицательнее потенциала железа, что свидетельствует о более высокой электрохимической активности сплава.

Скорость анодного растворения сплава возрастает по сравнению с железом независимо от режима ТМО, что связано с высокой объемной долей мартенситной ε–фазы, выполняющей роль анодной структурной составляющей. Определены плотности токов коррозии образцов чистого железа и сплавов для всех режимов обработки, рассчитаны скорости коррозии.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АУСТЕНИТНЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Л.М. Капуткина, И.В. Смарыгина, А.В. Бычкова

НИТУ «МИСиС»
smarygina.iv@misis.ru

Легирование азотом аустенитных коррозионностойких сталей сопровождается не только существенным повышением их прочности, но и при определенных условиях повышением сопротивления коррозии. Наибольший эффект наблюдается в случаях, когда азот находится в твёрдом растворе, что может быть реализовано за счёт выбора режимов термической и термомеханической обработок, если содержание азота в стали отвечает равновесному при выплавке, разливке и не превышает его растворимости в аустените.

Ограничением для широкого применения азотистых сталей часто является недостаточная изученность их поведения в сварных соединениях. Целью настоящей работы было изучение структуры и свойств сварных соединений аустенитых азотсодержащих хромоникельмарганцовистых коррозионностойких сталей, полученных методом лазерной сварки.

Исследованы сварные соединения разработанных сталей 10Х19Г10Н6АМ2 и 09Х19Г10Н6АМ2Д2, полученные лазерной сваркой встык темплетов, вырезанных листов толщиной 3 и 4 мм. Температура конца горячей прокатки листов отвечала температуре обработки на твердый раствор, охлаждение – в воде. Исследование зон сварного шва и основного металла проведены с использованием световой микроскопии, рентгеноструктурного анализа, магнитометрического фазового анализа, испытаний на растяжение, на ударный и статический изгиб, определения микротвердости, испытаний на коррозионную стойкость (межкристаллитную, общую и питтинговую коррозию в различных средах). Кроме того, была проверена термическая стабильность структуры и свойств сварных соединений при термоциклировании в интервале температур от минус 163 °С до плюс 20 °С 1000 циклов.

Оценки ширины зоны сварного шва по микроструктуре в среднем составили 500 – 1500 мкм, дефектов сварки при увеличениях ×500 не наблюдалось. Сварной шов имеет литую структуру с узкой пристеночной зоной равноосных кристаллов и симметричную зону столбчатых кристаллов, состыкованных в осевой части шва. Явно выраженной зоны термического влияния не выявлено.

Результаты рентгеноструктурного анализа, выполненного при съемке узким пучком, состояния основного металла и сварного шва показали, что их составы близки ($a_\gamma^{\text{ом}} \approx a_\gamma^{\text{сс}}$), других фаз не обнаружено. Металл сварных соединений был немагнитным. Твердость основного металла на 20–50 единиц HV выше твердости сварного шва. Уровень свойств сварных соединений по $\sigma_в$ составил в среднем 0,9 от $\sigma_в$ основного металла, пластичность металла была достаточно высокой. Работоспособность сварных соединений подтверждена также испытанием образцов на статический изгиб: при изгибе на 180° видимых дефектов в сварных соединениях не было обнаружено.

Испытания на общую коррозию в синтетической морской воде (3% NaCl) и в кислой среде (0,5М H_2SO_4), в том числе при продувке сероводородам, питтинговую и межкристаллитную коррозию в стандартных средах продемонстрировали также близкие показатели стойкости сварных швов и основного металла.

Структура, фазовый состав, твердость и коррозионная стойкость сварных соединений исследуемых разработанных сталей также сохранились после термоциклирования от минус 163 °С до плюс 20 °С 1000 циклов.

ОЦЕНКА СТРОЕНИЯ СТРУКТУР НА РАЗНОМАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ НАБЛЮДЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЦИФРОВЫХ СРЕДСТВ ИЗМЕРЕНИЯ

М.И. Сергеев, Д.Ф. Кодиров, Е.В. Погорелов, Э.А. Соколовская, А.В. Кудря

НИТУ «МИСиС», Москва, РФ, AVKudrya@misis.ru

Качество стали зависит от морфологии разномасштабных структур, включая размещение в них неметаллических включений. Для выявления информативных параметров, необходимо количественное описание не только общего объема включений, но также оценка их размеров, неоднородности размещения включений на микро- и макроуровнях наблюдения. Отсутствие представительной статистики результатов измерения структур на разных масштабных уровнях затрудняет оценку их совместного влияния на процессы деформации и разрушения. Цифровизация позволяет реализовать такие измерения в масштабах образца. Однако при разработке компьютеризированных процедур должны учитываться особенности строения структуры металла и его предполагаемые условия эксплуатации. Важное значение для получения объективных оценок, описывающих геометрию структур, имеет также учет их статистической природы.

Основной задачей данной работы явилась разработка цифровых процедур для оценок геометрии строения структур улучшаемых сталей на разных масштабных уровнях наблюдения, включающая в себя определение закономерностей размещения однотипных элементов, например, неметаллических включений в поле зрения различного масштаба, «темных пятен» на серном отпечатке, а также неоднородности строения макро- и микроструктур.

В качестве объектов исследования были выбраны крупные поковки из улучшаемых сталей 38ХН3МФА и 15Х2НМФА (образцы на растяжение, ударную вязкость и вязкость разрушения).

В работе обоснованы оптимальные процедуры бинаризации и фильтрации шумов для перевода исходных изображений микроструктур, неметаллических включений, серного отпечатка и макроструктуры в бинарные без потери существенной информации (с привязкой к структуре [1]. Апробировано применение процедуры построения полиэдров Вороного для сопоставления неравномерности размещения пятен серного отпечатка по Бауману и неметаллических включений на шлифе. При оценке вклада включений в развитие вязкого разрушения, важно также учитывать масштаб частиц и соотношение их различных размерных групп: более крупные («слабые») частицы могут принять участие в разрушении уже на расстояниях $r > r_s$, где r_s – глубина слоя пластической деформации, более мелкие – только в узком слое $r << r_s$ [2].

Различие в геометрии строения разномасштабных структур, их взаимосвязь (в т.ч. в связи с их происхождением) определит, с одной стороны их кооперативное влияние на разрушение сталей, а с другой, в связи с разнообразием геометрии их строения - неоднородность разрушения исследуемых сталей и связанный с этим неизбежный разброс свойств, в первую очередь вязкости. Очевидно, что прямое сопоставление морфологии структур и изломов обеспечит выявление критических элементов структуры, лимитирующих запас вязкости металла. Это позволит реконструировать технологические сценарии их появления (в рамках директивной технологии) и предложить обоснованный комплекс мероприятий, направленный на повышение среднего уровня свойств металлопродукции.

1. Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. 2013. № 4 (76). С. 143-153.
2. Штремель М.А. Вязкость разрушения структур с разномасштабными включениями // ФММ. 2005.Т.99, № 4, С. 16-25.

ОЦЕНКА НЕОДНОРОДНОСТИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НА МАЛОГАБАРИТНЫХ ОБРАЗЦАХ НА ОСНОВЕ НЕЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

Г.А. Михайлова, Танг Вьет Фыонг, Г.В. Котишевский,
Нго Нгок Ха, Э.А. Соколовская, А.В. Кудря

НИТУ «МИСиС», г. Москва, AVKudrya@misis.ru

Важной задачей металловедения является достоверная оценка сопротивляемости материала распространению трещины. Однако оценки трещиностойкости с использованием силового критерия – критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} получили ограниченное распространение для вязкого разрушения из-за значительного развития пластической деформации в процессе разрушения образцов. В связи с этим были предложены критерии нелинейной механики разрушения – критическое раскрытие трещины (КРТ) – δ_c и J-интеграл Черепанова – Райса.

Методы испытаний и расчетов δ_c и *J*-интеграла регламентированы ГОСТ 25.506-85, но требуют дальнейшего развития и уточнения. В частности, не учитывается возможность вязкого подроста трещины, эффект туннелирования переднего фронта растущей трещины, кинетика её распространения. Ввиду этого вызывает интерес применение классического метода оценки КРТ [1], преимущество которого состоит в том, что его концепция предполагает возможность учета всех перечисленных выше факторов.

Объектом исследования являлись образцы плоской прямоугольной формы (10х20х120 мм) и (15х20х120 мм) типа 4 (ГОСТ 25.506-85), крупные поковки из улучшаемой стали 38ХН3МФА с сохранившейся литой структурой.

С целью учета вышеперечисленных факторов при определении критического раскрытия трещины экспериментально определяли величину коэффициента вращения берегов трещины *n* – на основе нахождения положения центра вращения её берегов в ходе испытания (по смещению берегов трещины на трех уровнях по её высоте). Точка пересечения прямой, проведенной через фиксированные значения смещений, с осью симметрии трещины дала положение центра вращения. Кинетику развития трещины оценивали на основе измерения амплитуд акустической эмиссии (АЭ), величина которых отражает её подрост [2]. Реконструкция формы переднего фронта статической вязкой трещины была произведена по измерениям топографии излома разрушенного образца. Показано также, что количество передних фронтов растущей трещины соответствовало количеству мощных импульсов акустической эмиссии.

Значения КРТ, определенные на трех образцах в соответствии с ГОСТ 25.506-85, составили 0,077; 0,082; 0,090 мм; по классической методике, с учетом геометрии раскрытия и кинетики роста трещины варьировались в пределах от 0,066-0,081; 0,076-0,09 и 0,108-0,135 мм соответственно. Отличие в уровне трещиностойкости по ширине переднего фронта подрастающей трещины достигало 30%. Это отражает масштаб неоднородности вязкости в связи с наличием разнородной структуры по сечению образцов и поковок.

Значения *J*-интеграла, без учета подроста трещины, составили 0,057; 0,099; 0,097 МДж/м^2, с учетом подроста трещины варьировались в диапазоне 0,035 – 0,168 МДж/м^2. Установлено, что J-интеграл зависит от площади прироста трещины. Между параметрами трещиностойкости (δ_c и *J*-интеграл, определенными по усовершенствованным методикам) обнаружена корреляция (коэффициент детерминации $R^2 = 0{,}8$).

1. Новые методы оценки сопротивления металлов хрупкому разрушению. – М.: Мир, 1972.-439 с.
2. Kudrya A.V., Sokolovskaya, E.A., Ngo, K.N., Kuz'ko, E.I., Kotishevskii G.V. // Russian Metallurgy (Metally), 2019(12), с. 1304-1308.

РАЗВИТИЕ ПОДХОДОВ К ИЗМЕРЕНИЮ МЕЗОСТРОЕНИЯ ИЗЛОМОВ

М.И. Сергеев, Танг Вьет Фыонг, А.В. Кудря

НИТУ «МИСиС», Москва, РФ, AVKudrya@misis.ru

Разнообразие структур, свойственное любой, даже хорошо отлаженной технологии получения металлопродукции, приводит к существенному разбросу характеристик прочности, пластичности и вязкости, различиям в механизмах разрушения. Вследствие высокой скорости процесса разрушения, его анализ, как правило, проводится по конечному результату – излому. Однако традиционные фрактографические методы исследования носят преимущественно качественный характер, основанный на визуальном анализе строения изломов, сопоставлении их изображений с имеющимися эталонами или аналогами (по 2*D*-кадрам). Объективный анализ изломов предполагает их наблюдение на нескольких масштабных уровнях, обычно это микро- мезо- и макроуровни (реже нано-), что определяется масштабами структур исследуемого материала, и элементарных актов разрушения соответственно. Наименее исследованы, по-видимому, закономерности слияния элементарных площадок разрушения (мезостроение изломов), что может быть частично объяснено ограниченными средствами наблюдения в этом диапазоне размеров. Но этот масштаб разрушения в значительной мере определяется литой структурой слитка, наследуемой даже в прокате, что определяет интерес к пониманию закономерностей мезоморфологии изломов. Это обеспечит возможность полноценного выявления структурных и металлургических факторов, определяющих характер разрушения металла, выработку обоснованных технологических решений, направленных на повышение качества металлопродукции [1].

В работе проводилось исследование изломов ударных образцов из улучшаемых сталей 38ХН3МФА и 40Х2Н2МА, после ударных испытаний, проводившихся в диапазоне температур от -196 до +20 °С.

Оцифровка поверхностей разрушения проводилась при помощи комплектующего модуля к оптическому микроскопу, позволяющего получить 3D-изображения рельефа изломов, а также на основе использования цифрового лазерного профилографа, обеспечивающего получение карт высот рельефа излома на дне макрохрупкого квадрата, с шагом до 2 мкм по двум координатам [2].

Для изломов (на дне макрохрупкого квадрата) был характерны макроизгиб, вызванный влиянием пластической деформации и низкочастотные составляющие, не связанные механизмами разрушения [3]. Для их удаления из профилей изломов (выделенных из цифровых моделей изломов вдоль направления распространения трещины) была уточнена методика выбора оптимального полинома. Ступенчатый мезорельеф, наблюдаемый на поверхности разрушения после вычитания полиномов, создан случайными отклонениями траектории трещины относительно макроплоскости излома (пилообразный излом). Для анализа данной составляющей излома был реализован улучшенный алгоритм построения наилучшей ломаной лестницы. Её геометрию характеризовали статистикой значений высот, ширин, длин и углов ориентировки (ступеней) к макроплоскости.

В этой связи было оценено влияние нижнего порога измерения ступени ломаной лестницы на статистику результатов измерения, предложены способы косвенной оценки микросоставляющей рельефа изломов.

1 Сталь на рубеже столетий / Ред. Ю.С. Карабасов. М.: МИСиС. 2001. С. 445-543.

2. Kudrya A.V., Sokolovskaya, E.A., Ngo, K.N., Kuz'ko, E.I., Kotishevskii G.V. // Russian Metallurgy (Metally), 2019, 2019(12), c. 1304-1308.

3. Штремель М.А., Кудря А.В., Бочарова М.А., Пантелеев Г.В. // ФММ, 2000, т.90, №5, с.102.

ИНФОРМАТИВНОСТЬ ИЗМЕРЕНИЯ 2D-ИЗОБРАЖЕНИЙ ИЗЛОМОВ ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ИХ СТРОЕНИЯ

М.И. Сергеев, Танг Вьет Фыонг, Э.А. Соколовская, А.В. Кудря
НИТУ «МИСиС», г. Москва, РФ, AVKudrya@misis.ru

Различиям в энергоемкости вязкого разрушения должны соответствовать отличия в морфологии вязких изломов. В этой связи выявление причин различий в строении изломов будет полезно для выработки обоснованных рекомендаций, направленных на повышение энергоемкости вязкого разрушения.

Однако наблюдение и методы анализа изломов носят преимущественно качественный характер, что затрудняет объективное сопоставление геометрии их строения и выявление структурных и металлургических факторов, лимитирующих неоднородность вязкости металла и разрушение. В полной мере это относится и к 2D - изображениям ("плоские" снимки) изломов, получаемых с использованием сканирующей электронной микроскопии. Такие наблюдения обычно эффективно используются для качественной ранжировки морфологии изломов, но косвенные измерения геометрии элементов рельефа по 2D - изображениям, в частности, поперечника ямки, или расстояния между соседними ямками дают достаточно грубые оценки из-за наличия развитого мезорельефа - пилообразного излома и часто из-за недостаточной статистики измерений [1].

Для получения более полной информации о вязком разрушении, в т.ч с учетом самоорганизации разрушения (от единичных актов к макротрещине) в работе измерение параметров 2D-изображений изломов проводилось на основе рассмотрения изображений, как полей яркости в 256 оттенках серого и с учетом статистической их природы.

В качестве объектов исследования были использованы вязкие изломы ударных образцов из листовой стали 16Г2АФ и улучшаемой стали 38ХН3МФА с сохранившейся литой структурой, полученные в сканирующем электронном микроскопе.

Для выделения характерных элементов строения излома была выполнена процедура бинаризации изображения (перевод матрицы в бинарную: «1-0», где 1 – элемент излома, 2 – фон, или другой элемент его строения). С целью выбора порога бинаризации анализировали закономерности строения поля яркости 2D – изображений изломов [2]. Для удаления шумов точечной природы была, в частности, сопоставлена интенсивность яркости объектов изображения излома (с учетом их геометрии, размеров и природы элементов вязкого излома в целом). Сохранившиеся на изображении шумы удаляли, применяя последовательные процедуры «эрозии» и «дилатации» с идентичным шагом, что обеспечило удаление мелких объектов, не связанных со строением вязкого излома.

С целью исследования геометрии строения вязких изломов, её анизотропии, выделения кучно расположенных объектов использовали метод секущих, построение полиэдров Вороного. При сопоставлении различных участков строения изломов оценивали тип распределения значений размеров однотипных элементов.

Полученные результаты позволили внести в измерения изломов количественные меры, выявить закономерности неоднородности строения изломов, что при сопоставлении со структурой сталей, обеспечит выделение критических параметров структур, определяющих разброс энергоемкости номинально однотипного вязкого разрушения.

1. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // ДиРМ. 2010. № 1. С. 38-44.
2. Соколовская Э.А. // Вопросы материаловедения. 2013. № 4 (76). С. 143-153.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХРОМОСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВЕ Э110 С БАРЬЕРНЫМ СЛОЕМ

Д.А. Сафонов, Б.А. Калин, П.С. Джумаев, А.С. Яшин, Е.Л. Кореневский, Р.Ш. Исаев

НИЯУ «МИФИ», Каширское ш., 31, Москва, Россия, weggstar@mail.ru

Одной из актуальных проблем сегодня, является коррозия циркониевых оболочек при нештатных режимах эксплуатации, к которым относятся различного рода аварийные ситуации. Для снижения последствий подобных аварий предложена и широко исследована концепция аварийно-устойчивых видов топлива. Одним из направлений создания которого является модифицирование существующих сплавов циркония, например, нанесение на поверхность циркониевой оболочки защитного хромового покрытия. Однако, данные покрытия имеют ряд существенных недостатков при взаимодействии с цирконием, таких как образование хрупкой фазы — $ZrCr_2$ и эвтектическая реакция при температуре 1332 °С. Поэтому для повышения рабочего интервала температур хромовых покрытий предлагается создание на поверхности оболочек из сплава Э110 диффузионных барьеров из тугоплавких материалов.

В качестве образцов использовались трубки из сплава Э110 диаметром 9,15 мм длиной до 50 мм. Модифицирование поверхности образцов производилось на установке ИЛУР-03 методом магнетронного распыления, при следующих режимах: напряжение разряда 1-6 кВ, ток разряда в аргоне 1-100 мА, ток магнетронов до 500 мА, давление рабочего газа до 1 Па. В качестве материалов мишеней использовались Cr, Ti и Zr. Были нанесены 2 типа покрытий: хромовое покрытие без барьера и хромовое покрытие с прослойками из Ti-Zr и таким же барьером. Коррозионные испытания проводились в высокотемпературном паре при температуре 1200^{o}C в течении 8 минут. Состояние поверхности изучалось на растровом электронном микроскопе EVO 50 XVP.

Результаты исследований покрытий без барьера показывают, что с ростом толщины покрытия нарастает пористость и неоднородности. Образованная в покрытии трещина является каналом активного поступления кислорода к металлу, его насыщению, упрочнению и снижению пластичности. Кроме этого происходить активная диффузия хрома в оболочку с образованием хрупкого интерметаллидного слоя $ZrCr_2$, что в свою очередь так же приводит к охрупчиванию.

В случае применения барьера из Ti-Zr с пластичными прослойками в хромовом обнаруживается меньшее количество неоднородностей, что связано с нарушения развития столбчатой структуры. Кроме того, после окисления образуется более плотный оксид хрома. Однако в этом случае так же произошло проникновение хрома в оболочку с образование слоя интерметаллида $ZrCr_2$, но уже в меньших количествах.

На основе анализа полученных экспериментальных данных можно сделать следующие выводы:

1. Покрытия в которых есть прослойки из пластичных материалов лучше сохраняют свою целостность, а значит, использование прослоек способствует повышению механических свойства всего покрытия.

2. Применение барьера способствует замедлению диффузии хрома в оболочку, но необходима оптимизация толщины барьерного слоя.

СТОЙКОСТЬ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ СТАЛЬНЫХ ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИХ ПОСЛОЙНОЙ ТЕКСТУРНОЙ И СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ

Н.С. Морозов[1,a)], М.Г. Исаенкова[1)], О.А. Крымская[1)], И.В. Ряховских[2)], Р .А. Минушкин[1)]

[1)] Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва
[2)] ООО «Газпром ВНИИГАЗ», пос. Развилка, Московская обл.
a) E-mail: NSMorozov@mephi.ru

В данной работе представлены результаты рентгеновских исследований труб магистральных газопроводов (МГ) из стали Х70 диаметром 1420 мм и с толщиной стенки 16,7 мм, которые пребывали в эксплуатации в течение 30 лет и характеризуются различной поврежденностью трещинами, образовавшимися в результате коррозионного растрескивания под напряжением (КРН). По глубине обнаруженных трещин КРН трубы разделены на два типа: 2 мм и 4 мм. В изученных образцах труб обоих типов обнаружена значительная текстурная неоднородность по толщине стенки, сформировавшаяся в процессе горячей прокатки исходных стальных листов. Помимо свойственной ОЦК-материалам текстуре, характеризующейся преимущественным расположением плоскостей {100} и {111} в плоскости прокатки и наблюдающейся в средних слоях по толщине стенки листов, во внешних слоях присутствует компонента {110} <001>. Установлены различия в степени выраженности различных текстурных компонент в трубах двух типов.

Для оценки остаточных макронапряжений в поперечном сечении стенки трубы разработана специальная рентгеновская методика, позволяющая без разрушения измерить макродеформацию отдельных слоев в составе изделия. В трубах обоих типов рентгеновскими методами изучено распределение остаточных упругих макронапряжений по толщине стенки. Обнаружено, что характер распределения макронапряжений одинаков для всех труб: на внешней поверхности (0 мм) растягивающие макронапряжения составляли порядка 340 МПа, линейно уменьшаясь до нуля на расстоянии 4 мм от поверхностных слоёв, на внутренний поверхности трубы наблюдались сжимающие напряжения, значения которых достигают 400 МПа.

Следовательно, остаточные макронапряжения являются лишь «стартовым» фактором для развития дефектов КРН, а послойная текстурная и структурная неоднородность материала трубы МГ определяет механизм распространения в них трещин КРН. Различия в характере текстурной неоднородности и степени выраженности текстуры труб позволяют оценить взаимную разориентацию зерен в различных слоях и определить характер распространения трещины по толщине стенки: транскристаллитный или интеркристаллитный. Установлено, что для труб с острой текстурой характерен транскристаллитный тип распространения трещины. Такие трещины распространяются на расстояние около 2-х мм от внешней поверхности, т.к. они, достигая границы между слоями с разными ориентациями зёрен, замедляют свой рост или останавливаются совсем. Для труб, текстура которых существенно рассеивается в промежуточных слоях, что обусловлено повышением взаимной разориентации зёрен различных компонент, характерен интеркристаллитный тип трещин КРН. В этом случае глубина дефектов составляет 4 мм, поскольку для их распространения достаточно меньших величин внешних напряжений, чем в случае транскристаллитных трещин.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ СО СПЛОШНОЙ И ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРОЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДАМИ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

А.В. Юдин, С.А. Кунавин, Е.В. Свистунов

АО «НПО «ЦНИИТМАШ», kun-serg@mail.ru

В настоящее время все большее распространение получают методы получения различных типов материалов и конструкций, основанные на аддитивных технологиях.

В данной работе рассмотрено получение экспериментальных объемных образцов различной конфигурации (сплошные и ячеистые) из порошков аустенитной коррозионностойкой стали 316L и титана марки ВТ1-00, на установке послойного наращивания методом селективного лазерного плавления (СЛП) Melt Master^{3D} - 550, разработки и производства АО «НПО «ЦНИИТМАШ». Приведено описание и рассмотрены отличительные особенности конструкции установки.

Проведенные исследования показали, что даже небольшое изменение основных технологических параметров процесса СЛП может оказывать существенное влияние на структуру и свойства объемных образцов, изготовленных из порошка коррозионностойкой стали 316L. Основными из них являются: плотность энергии лазерного излучения, шаг сканирования, угол выращивания. Установлено, что существует оптимальное соотношение между увеличением плотности лазерного излучения и уменьшением шага сканирования, позволяющее получать наиболее однородную структуру конструируемого материала и минимальный разброс механических свойств, связанный с анизотропией, возникающей в результате особенностей технологического процесса СЛП, а именно послойным выращиванием. Отклонение от этого оптимального соотношения как в одну, так и в другую сторону вызывает возрастание неоднородности структуры. При недостаточном значении плотности энергии отчетливо начинает проявляться характерная полосчатость (особенно хорошо заметная в плоскости выращивания), отражающая факт послойного нанесения материала. При высоких значениях плотности энергии из-за недостаточности теплоотвода наносимый слой может не успевать полностью сформироваться, что будет приводить к появлению дефектов в структуре материала.

Полученные результаты для стали 316L показывают, что при угле 0^{O} временное сопротивление $б_{В}$ = 650 МПа, условный предел текучести $б_{0,2}$ = 530 МПа, относительное удлинение δ = 43 %, при угле 45^{O} - $б_{В}$ = 645 МПа, $б_{0,2}$ = 545 МПа, δ = 28 %, при угле 90^{O} $б_{В}$ = 575 МПа, $б_{0,2}$ = 470 МПа, δ = 52 %.

Аналогичные результаты были получены и на образцах, изготовленных из титана марки ВТ1-00. При этом было установлено, что для увеличения пластических свойств полученных образцов необходимо проводить дополнительную термическую обработку (ТО).

Из результатов испытаний на одноосное растяжение следует:

- без ТО: $б_{В}$ = 638 МПа, $б_{0,2}$ = 553 МПа, δ = 12 %, относительное сужение ψ = 17,5%,
- ТО: (отжиг 700^{O}С, 2 часа, охлаждение на воздухе) $б_{В}$ = 513 МПа, $б_{0,2}$ = 436 МПа, δ = 16,0 %, ψ = 23,9%,
- ТО: (отжиг 850^{O}С, 6 часов, охлаждение на воздухе) $б_{В}$ = 522 МПа, $б_{0,2}$ = 423 МПа, δ = 19,1 %, ψ = 29,2%.

Особое внимание в работе уделено разработке технологий получения материалов с ячеистыми структурами. Варьируя технологические параметры, с помощью специально разработанного программного обеспечения, удается получать разнообразные ячеистые структуры, различной формы и плотности с однородной и случайной структурой.

Из анализа полученных кривых сжатия в координатах б – ε следует, что данные зависимости подобны зависимостям, получаемых на образцах со сплошной структурой такой же формы из пластичного материала.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВА TiNi В РЕЖИМЕ СЖАТИЯ НА ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Е.С. Остропико

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
e-mail: es-ostropiko@mail.ru

Сплавы с эффектом памяти формы, обладают рядом уникальных механических и функциональных свойств, находят все более широкое применение на практике. В связи с этим представляют интерес исследования возможности улучшения функциональных свойств таких сплавов. Более ранние исследования, в том числе с участием коллектива Санкт-Петербургского университета давали намеки на то, что функциональные свойства сплава TiNi после высокоскоростного деформирования могут проявляться сильнее, но в достаточной степени исследования этого вопроса проведено не было.

Исходя из вышесказанного, целью этой работы является изучение влияния скоростей предварительного сжатия, при различных температурах, охватывающих интервал обратимых мартенситных превращений, на однократную и обратимую память формы сплава TiNi. А также проверка факта возможного улучшения свойств сплава с увеличением скорости предварительного деформирования.

Объектом исследования функциональных свойств служил сплав TiNi эквиатомного состава. Цилиндрические образцы были изготовлены на токарном станке из горячекатанных прутков, после чего отжигались при температуре 500^{o}C в течение 1 часа и охлаждали с печью. После термобработки сплав имел следующие характеристические температуры: M_s = 78^{o}C, M_f = 55^{o}C, A_s = 89^{o}C, A_f = 110^{o}C. Высокоскоростное сжатие образцов проводилось с использованием метода Кольского для разрезных стержней Гопкинсона со скоростями 500, 1200, 1800 сек$^{-1}$, при поддержке Константинова А.Ю. (ННГУ). Температуры предварительного деформирования: 20, 63, 87, 103, 130^{o}C. Температуры 20, 103, 130^{o}C достигались нагревом от комнатной температуры. Температуры 63, 87^{o}C достигались охлаждение из высокотемпературного состояния. Это позволило провести сравнение механического отклика сплава на высокоскоростное и квазистатическое растяжение при различном фазовом состоянии. Остаточная деформация после нагружения варьировались в зависимости от скорости деформирования. Для 500, 1200, 1800 сек$^{-1}$ остаточная деформация составила 5, 10, 17% соответственно. Для задания «базисного» уровня и сравнения свойств материала были использованы образцы, квазистатически деформированные до соответствующих остаточных деформаций при соответствующих температурах. Квазистатическое сжатие образцов со скоростью порядка 10^{-3}сек$^{-1}$ проводилось с использованием универсальной машины для механических испытаний INSTRON, оснащенной термокамерой. После задания предварительной деформации образцы термоциклировали в термомеханическом анализаторе Netzsch TMA 402 F1 Hyperion через интервалы температур мартенситных превращений и измеряли величины полученных эффектов однократной и обратимой памяти формы. В работе продемонстрированы зависимости величин эффектов однократной и обратимой памяти формы в зависимости от скорости и температуры предварительного деформирования и проведен сравнительный анализ.

Исследования проведены с использованием оборудования ресурсных центров «Прикладная аэродинамика», «Исследование экстремальных состояний материалов и конструкций», «Термогравиметрические и калориметрические методы исследования» Научного парка СПбГУ.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-00131)

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

С.А. Никулин, С.О. Рогачев, В.А. Белов, В.Ю. Турилина, Н.В. Шплис
НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
E-mail: nikulin@misis.ru

Получена сводка данных по механическим свойствам металла сварных швов на основе малоуглеродистых сталей типа 22К и 09Г2С при испытании на одноосное растяжение в интервале температур от комнатной до 1200 °С. Проведен сравнительный анализ характера изменения прочностных свойств основного металла и сварного шва при изменении температуры испытания от комнатной до 1200 ºС.

Стали 22К и 09Г2С для исследований взяты в состоянии поставки (лист толщиной 60 мм). Термическая обработка для стали 22К – нормализации, а для стали 09Г2С – закалка и отпуск. Из листа вырезали поперечные (поперек направлению прокатки) цилиндрические образцы с длиной и диаметром рабочей части 20 и 4 мм соответственно.

Сварное соединение сталей 22К и 09Г2С было получено методом автоматической аргонодуговой сварки плавящимся электродом (применяли сварочную проволоку СВ-08Г2С) без предварительного подогрева соединяемых материалов в соответствии с ПНАЭ Г-7-009–89.

Испытания на растяжение в интервале температур от комнатной до 1050 ºС проводили на машине Zwick/Roell в вакууме при скорости движения захватов 5 мм/мин. Испытания при температурах 1100 и 1200 ºС выполняли в камере испытательной машины Gleeble 3800 в вакууме при скорости движения захватов 5 мм/мин. Испытывали по 3 образца на точку.

Согласно полученным результатам, сталь 09Г2С сохраняет повышенную прочность до температур испытания 400–450 ºС, что на 100–150 ºС выше, чем для стали 22К.

Наиболее резкое снижение прочностных свойств стали 22К наблюдается в интервале температур 500–650 ºС. При температурах 800–850 ºС пределы текучести и прочности находятся на уровне 40 и 70 МПа соответственно. В интервале температур 950–1200 ºС происходит дальнейшее монотонное снижение прочностных свойств до минимальных значений ($\sigma_{0,2}$ = 12 МПа, $\sigma_в$ = 22 МПа). При температурах от комнатной до 750–800 °С металл сварного шва имеет более высокие прочностные свойства по сравнению с основным металлом, в частности, при 650 °С предел текучести и предел прочности металла сварного шва в 2,2–3,5 раза выше, а в интервале температур от 800–850 до 1200 °С прочностные свойства основного металла и металла сварного шва значимо не различаются.

Наиболее резкое снижение прочностных свойств стали 09Г2С наблюдается в интервале температур 600–750 ºС. При температурах 800–850 ºС пределы текучести и прочности находятся на уровне 50 и 65 МПа соответственно. В интервале температур 900–1200 ºС происходит дальнейшее монотонное снижение прочностных свойств до минимальных значений ($\sigma_{0,2}$ = 12 МПа, $\sigma_в$ = 21 МПа). При температурах от комнатной до 400 °С основной металл стали 09Г2С имеет несколько более высокие (на 5–10 %) прочностные свойства по сравнению с металлом сварного шва, а в интервале температур от 600 до 1200 °С прочностные свойства основного металла и металла сварного шва значимо не различаются (кроме температуры 750 ºС, при которой прочность металла сварного шва на 30–40 % выше, чем основного металла).

Таким образом, разница между прочностными свойствами в интервале температур от комнатной до 1200 ºС для основного металла и металла шва сварного соединения более выражена для стали 22К, чем для стали 09Г2С.

ВЛИЯНИЕ ОХРУПЧИВАЮЩЕГО ОТЖИГА НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 22К

В.А. Белов[1], С.А. Никулин[1], С.О. Рогачев[1], Н.В. Шплис[1],
Д.Ю. Ожерелков[1], А.В. Моляров[2]

[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
[2]ООО «НИИЦ СТНК «СПЕКТР», г. Москва, Россия
E-mail: nikulin@misis.ru

Для повышения безопасности при эксплуатации ядерных реакторов ВВЭР применяется устройство локализации расплава (УЛР) при тяжелой аварии с потерей теплоносителя на АЭС (ЗПА). При этом корпус УЛР, изготовленный из стали 22К, подвергается длительному высокотемпературному воздействию и высоким статическим нагрузкам.

Длительное термическое воздействие (охрупчивающий отжиг по режиму: нагрев до 650 °С со скоростью 200 °С/ч; охлаждение до 480 °С со скоростью 1 °С/ч; охлаждение с печью до комнатной температуры), моделирующее условия аварийного охлаждения при возможной ЗПА, снижает статическую прочность, ударную вязкость и может повлиять на трещиностойкость материала.

Плоские прямоугольные образцы для испытания на трещиностойкость размером 55×10×5 мм (Д×В×Ш), с надрезом глубиной 2,5; 3,5; 4,5 и 5,5 мм, вырезали электроискровым методом из пластины стали 22К после нормализации (состояние поставки) и теплового воздействия (охрупчивающий отжиг). Сталь 22К является материалом средней прочности, поэтому при оценке ее трещиностойкости считали, что разрушение происходит в области общей текучести. В качестве характеристики трещиностойкости был выбран параметр нелинейной механики разрушения – критический *J*-интеграл *Jc*, который физически представляет собой энергию в области вершины трещины, нормированную на единичное смещение трещины *dl*.

Испытания на статическую трещиностойкость проводили при комнатной температуре по схеме трехточечного изгиба на универсальной испытательной машине Instron 5569. Образование трещины в вершине надреза на плоских прямоугольных образцах регистрировали по сигналам акустической эмиссии (АЭ). Критическую нагрузку *Pc*, в момент старта трещины, определяли по АЭ измерениям на специальной установке регистрации АЭ для испытаний на трещиностойкость. Совмещенные по меткам времени диаграммы «нагрузка-смещение» («*P-f*») и диаграммы АЭ регистрировались в режиме реального времени. Значения параметра трещиностойкости *Jc* определяли по величине смещения *fc* на градуировочных зависимостях «*J-f*» в момент старта трещины, который фиксировали по сигналам АЭ.

Фрактографический анализ изломов проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM-IT500 (JEOL) при увеличении ×20 – 1500. Съемка поверхности разрушения велась в месте под надрезом. Количественный анализ изломов образцов с надрезом проводили в программной среде Image Expert Pro 3.

Испытания на статическую трещиностойкость показали, что охрупчивающий отжиг увеличивает долю квазискола в изломе и понижает статическую трещиностойкость материала на 30 % по сравнению с нормализованным состоянием.

О РАЗНИЦЕ МЕХАНИЗМОВ СКОЛА И КВАЗИСКОЛА В НАВОДОРОЖЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Е.Д. Мерсон[1], П.Н. Мягких [1], В.А. Полуянов [1], Д.Л. Мерсон [1], А.Ю. Виноградов[2]

[1]НИИ прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия
[2]Норвежский технологический университет, г. Тронхейм, Норвегия
Mersoned@gmail.com

Низкоуглеродистые стали, охрупченные водородом, как правило, разрушаются с образованием излома, имеющего морфологию «квазискола», которая отличается от морфологии классического скола наличием большого количества следов вязкого разрушения. Ряд исследователей считает, что такой тип излома является результатом водородо-стимулированного роста трещины по механизму классического скола. При этом считается, что элементы вязкого разрушения возникают в результате пластической деформации, которая сопровождает процесс растрескивания. В то же время существует альтернативная точка зрения, согласно которой поверхность квазискола образуется в процессе роста трещины по вязкому механизму. В данном случае считается, что водород облегчает пластическую деформацию в вершине трещины и, таким образом, интенсифицирует процесс образования и слияния нано-пор. Целью настоящей работы было выяснить является ли поверхность квазискола в наводороженной низкоуглеродистой стали результатом роста трещины скола. Для этого катодно наводороживаемые образцы низкоуглеродистой стали подвергали растяжению до заданной деформации, при которой в стали начинали расти трещины квазискола. При этом испытание останавливали и образец разгружали. После чего образец доламывали в жидком азоте. При такой методике эксперимента трещины низкотемпературного скола, возникшие при испытании в жидком азоте, стартовали из вершин трещин квазискола, образовавшихся под действием водорода при испытании на воздухе при комнатной температуре. Проведен анализ изломов и боковой поверхности образцов при помощи сканирующей электронной микроскопии и метода дифракции обратно-отраженных электронов. Установлено, что морфология поверхности квазискола и скола принципиально отличается. Показано, что в некоторых случаях путь трещин квазискола является криволинейным и не привязан ни к одной кристаллографической плоскости. При испытании в жидком азоте путь этих же трещин становится строго прямолинейным, а направление их распространения меняется таким образом, чтобы путь трещин соответствовал кристаллографическим плоскостям скола. На основе полученных результатов сделан вывод о том, что рост трещин квазискола в наводороженной низкоуглеродистой стали не осуществляется по механизму скола.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект 19-79-00188)

ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al–Mg

А.А. Кищик, М.С. Кищик, А.В. Михайловская

НИТУ «МИСиС», Кафедра металловедения цветных металлов, Москва, Россия, E–mail: annakishchik@yandex.ru

Всесторонняя ковка (ВК) – это вид деформационной обработки, позволяющий получить ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру в массивных заготовках без изменения исходной геометрии образца при накоплении значительных деформаций. Технология заключается в серии осадок на (40–60) % со сменой оси деформации поворотом образца на 90° после каждого прохода, а после полного цикла ковки образец возвращается к исходным размерам. Основной проблемой метода является бимодальность зеренной структуры, с участками мелких рекристаллизованных в центре образца и слабодеформированных зерен на его периферии, возникающая из-за неоднородности деформации в разных точках образца при осадке. Увеличение степени накопленной деформации (до $e \geq 10$) при ВК должно повышать однородность зеренной структуры. Вопросы эволюции микроструктуры при всесторонней ковке сплавов с разными параметрами структуры недостаточно изучены. Данная работа нацелена на исследование влияния всесторонней ковки в изотермических условиях на параметры зеренной структуры и частиц вторых фаз в сплаве системы Al–Mg–Ni–Fe–Zr–Sc.

После литья и гомогенизации в сплаве присутствовали частицы фазы Al_9FeNi кристаллизационного происхождения со средним размером 1.0±0.1 мкм и объемной долей около 8%. После ВК при 350°C средний размер частиц фаз кристаллизационного происхождения уменьшился с 1 мкм до 0.6±0.1 мкм после 2 циклов ковки (e=4.2), 0.5±0.1 мкм после 4-6 циклов (e=8.4-12.6), а коэффициент формы увеличился с 0.82 до 0.90.

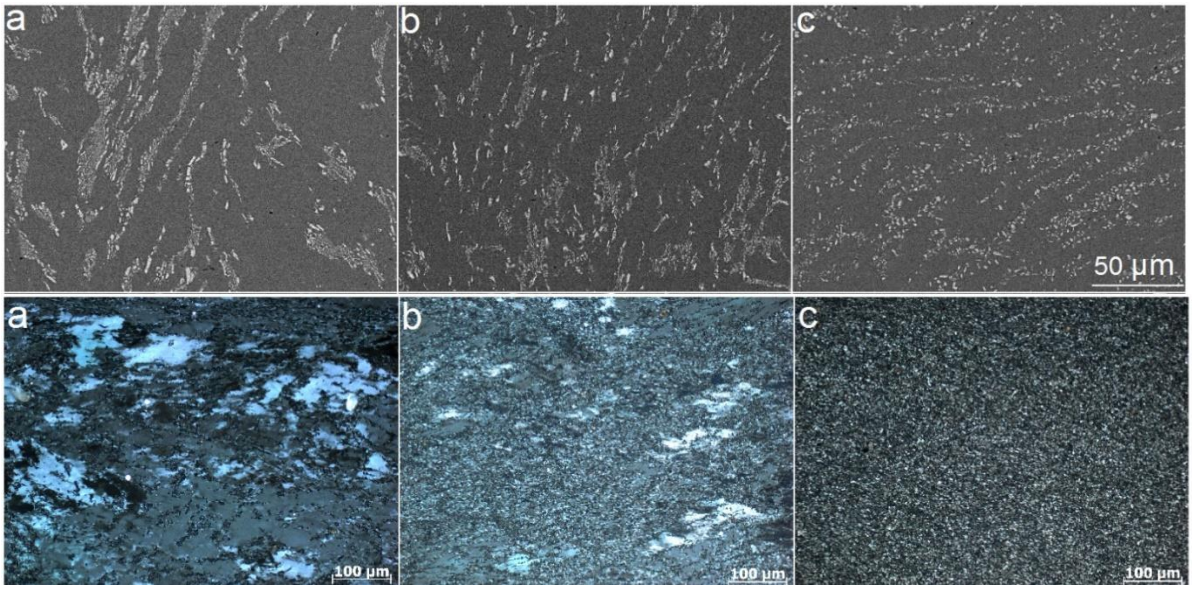


Рис.1 – Микроструктура сплава после ковки при температуре 350 °C: (a) 2 цикла, (b) 4 цикла, (c) 6 циклов.

Неоднородность структуры с бимодальным распределением зёрен по размерам сохранилась после 4 циклов ВК. После 6 циклов ВК наблюдали однородную рекристаллизованную структуру с размером зерен 1–3 мкм в 95% центрального сечения образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 19-79-00353.

РЕЗУЛЬТАТЫ УДАРНОГО ИСПЫТАНИЯ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ю.А. Курганова, И. Чэнь, С.П. Щербаков, А.И. Плохих, С.Д. Карпухин

МГТУ им. Н.Э. Баумана
jijinchen@bmstu.ru

Алюмоматричные композицоинные материалы (АКМ) сочетают низкую плотность и пластичность алюминиевой матрицы с высокой приобретенной за счет наполнителя удельной прочностью. В настоящее время интерес исследователей к новым АКМ с повышенными механическими и функциональными свойствами и эффективным способам их получения продолжает расти [1-3]. Тем не менее, согласно анализу тематической научной информации, исследований поведения таких материалов в условиях динамических нагрузок не достаточно.

В данной работе представлены результаты исследования ударного испытания экспериментальных образцов АКМ, наполненных дисперсными частицами SiC (Ф17 мкм), дискретными нановолокнами Al_2O_3 (Ф10-20 нм), вискерами Al_2O_3 (L 50 мкм) в сравнении с исходной матрицей АД0. Заготовки для Экспериментальные образцы составов АД0+1%SiC_{17}, АД0+1%Cu+1%$Al_2O_{3(}$нановолокно), АД0+1%$Al_2O_{3(}$вискеры) получены жидкофазным замешиванием. Ударный изгиб проводили по методу Шарпи на образцах с U- и V-образными надрезами (ГОСТ 9454—78) при комнатной температуре и 300 Дж.

Приведенная работа удара при армировании 1%SiC_{17} составляет 20,6 Дж, при армировании 1% $Al_2O_{3(}$вискеры) – 27 Дж, при армировании нановолокнами – 36,4 Дж, что явно меньше приведенной работы удара неармированного матричного сплава - 68 Дж при идентичных условиях испытаний. Снижение работы удара наполненных образцов свидетельствует о наличии эффекта армирования и успешности реализованной технологии введения насыщающей фазы.

Введение армирующих фаз охрупчивает материал, что естественно, но интересен различный эффект и характер охрупчивания для разных насыщающих компонентов. Анализ поверхности разрушения позволил выявить различие в характере развития трещины. Матричный образец АД0+1% Cu имеет относительно ровную поверхность разрушения, и на поверхности существует значительное количество крошечных ямочек. При армировании характер распространения трещины меняется в зависимости от вида наполнителя. Примечательным является увеличение размера отдельных ямочек, что свидетельствует о наличии вязкой составляющий изломе, что в свою очередь, свидетельствует о некотором запасе надежности. Результаты фрактографических исследований согласуются с работами удара. На основании результатов испытаний на ударный изгиб и фрактографического анализа поверхности разрушения литого алюмоматричных композиционных материалов установлено влияние наполнителей на поведение материалов в условиях удара и эффект армирования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-53-53022 ГФЕН_а).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Курганова Ю.А., Щербаков С.П., Чэнь Ицзинь, Карпухин С.Д. Технология получения перспективного алюмоматричного композиционного материала с дискретными волокнами Al_2O_3 // Технология металлов. 2019. № 10. С. 22-27
2. Курганова Ю.А., Щербаков С.П., Чень Ицзынь., Лопатина Ю.А. Оценка поведения перспективных алюмоматричных композиционных материалов в условиях ударного нагружения // МиТОМ. 2020. № 2. С.71-74.
3. Курганова Ю.А., Щербаков С.П. Влияние дискретной добавки оксида алюминия на структуру и свойства алюминиевого сплава // Записки Горного института. 2017. № 228. С.717-721.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

А.А. Мухаметгалина, М.А. Мурзинова,
А.А. Назаров, А. П. Жиляев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

a.mukhametgalina@mail.ru

В настоящее время ультразвуковая сварка (УЗС) металлов используется для получения соединений между тонкими пластинами, лентами, фольгами, проволоками, которые применяются в электротехнике, приборостроении, автомобильной и медицинской промышленности. Хотя почти все металлы можно сваривать ультразвуком [1], наибольший опыт накоплен при сварке «мягких» металлов и сплавов с высокой теплопроводностью на основе алюминия или меди [1]. Информация об условиях получения, структуре и свойствах соединений более прочных металлов, в частности, титана и его сплавов, полученных УЗС, крайне ограничена [2].

В настоящей работе представлены результаты исследований микроструктуры и механических свойств соединений, полученных УЗС титановых листов толщиной 0.5 мм. УЗС проводили с частотой 20 кГц и амплитудой 16 мкм, варьировали усилие сжатия (P) и длительность вибрационного воздействия (t). Испытания сварных соединений «на срез» проводили на машине Instron 5982 при комнатной температуре со скоростью движения траверсы 1 мм/мин. Макро- и микроструктуру изучали в сечении образцов, параллельном движению волновода. Исследования проводили на оптическом микроскопе в поляризованном свете и на сканирующем электронном микроскопе TESCAN MIRA 3 LMH FEG с применением ориентационного анализа (EBSD).

Показано, что увеличение статической нагрузки и времени обработки приводит к увеличению деформации сжатия до 30 % и ширины зоны термического воздействия, которая может достигать 400 мкм. Вне зоны термического влияния материал слабо деформируется. Это приводит к увеличению доли малоугловых границ, но не оказывает значимого влияния на размер зерен, который составляет около 7 мкм, и текстуру листовых заготовок. В зоне термического влияния микроструктура претерпевает качественные изменения. Наблюдаются крупные зерна размером 40-80 мкм, содержащие развитую субструктуру. Между крупными зернами расположены мелкие, размером 5-7 мкм. В зоне соединения изменяется текстура материала и спектр разориентировок высокоугловых границ, в котором появляются максимумы в окрестности углов 60° и 90°.

Ширина зоны термического влияния максимальна в центральной части сварного соединения и уменьшается к периферии, где наблюдаются несплошности. С уменьшением времени УЗ воздействия протяженность несплошностей возрастает, что оказывает влияние на свойства соединения. Максимальные усилия потребовались для разрушения сварного соединения, полученного при P=6 кН и t=2 с, при этом разрушение произошло по основному металлу.

Работа поддержана РНФ (грант № 16-19-10126). Микроструктурные исследования и механические испытания проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

Литература

1. M.P. Matheny, K.F. Graff. Ultrasonic welding of metals. http://dx.doi.org/10.1016/B978-1-78242-028-6.00011-9
2. Owa T., Kondo T., Takizawa H. Welding Int. 2010. V.24. P. 182-187.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА СПИРАЛЬНОЙ НАМОТКИ ДЛЯ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНОЙ КОМПОЗИТНОЙ ОБОЛОЧКИ ИЗ ПРЕПРЕГА НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНОЙ ТКАНИ

А.В. Смирнов[1,2], Е.А. Антипов[1], М.Ю. Семенов[2]
[1]*АО «ЦНИИСМ», Хотьково, Московская область, Россия, tsniism@tsniism.ru*
[2]*МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия, semenov.m.yu@bmstu.ru*

Для изготовления тонкостенных деталей конструкционного назначения, работающих при температурах свыше 1800 °С в окислительной атмосфере, наиболее перспективными представляются слоистые углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ). Защищённые от окисления УУКМ можно назвать материалами будущего, так как предполагается, что их можно применять при температуре свыше 3000 К [1,2].

До настоящего времени, при изготовлении труб коробчатого сечения была принята технология ручного формования углепластиковых заготовок из лепестков препрега на основе углеродной ткани УТ-3К и фенолформальдегидного связующего СФ-010. Анализ процесса ручного формования показал, что при изготовлении оболочки из лепестков ткани толщиной 0,2 мм средняя толщина монослоя в пакете из 20 слоев составляет 0,35 мм, и по мере увеличения количества слоёв до 50 достигает 0,3–0,45 мм. Опрессовка такого пакета со стороны внешней поверхности приводит к неконтролируемому складкообразования на гранях труб.

Для решения задачи исключения складок была выполнена оптимизация технологических параметров формообразования оболочки методом спиральной намотки с использованием предназначенного для радиально-перекрёстной намотки углепластиковых и композитных изделий сложной формы высокопроизводительного станка-полуавтомата с числовым программным управлением РПН-600, характеризующегося следующими управляющими параметрами намотки: шаг спирали, скорость вращения, натяжение ленты, температура подогрева ленты до 300 мм.

Намотка изделий осуществлялась на оправке из УУКМ с разделительным слоем, используемой для изготовления углепластиковых заготовок и для проведения высокотемпературных операций при получении УУКМ. Намотку выполняли в соответствии со специальной схемой, которая обеспечивает более точное усилие натяжения.

Отформованные методом намотки заготовки с дренажным слоем, а также с упругими и эластичными обжимными элементами подвергались термической обработке в термошкафу КОМП-2000 при температуре 160 °С в течении 4 часов для полимеризации связующего. По результатам намотки 8 труб на оправке сечением 121×114 мм лентой шириной 70 мм при натяжении 125 кг, температуре подогрева ленты 80 °С, шаге намотки 10 мм (соответствует углу спирали 1°24′) и десяти спиральных слоев достигнута средняя толщина монослоя 0,29–0,3 мм. После проведения опрессовки и полимеризации расчётная толщина монослоя составила 0,19–0,21 мм, что соответствует предельно достижимым значениям для использованной углеродной ткани. На гранях труб локальные складки отсутствуют.

Таким образом, метод спиральной намотки для формообразования углерод-углеродной композитной оболочки дает возможность при правильном подборе технологических параметров процесса получать тонкостенные изделия требуемой толщины, исключить складкообразование при опрессовки заготовки детали, а также избежать расслоений на дальнейших стадиях обработки.

Список литературы:

1. Sheehan J.E. Oxidation protection for carbon fiber composites //Carbon. – 1989. – Vol. 27. – No. 5. – P. 709-715.
2. Гуняев Г.М., Гофин М.Я. Углерод-углеродные композиционые материалы //Авиационные материалы и технологии. – 2013. – Спецвыпуск. – С. 62-90.

МЕТОДЫ КОГНИТИВНОГО АНАЛИЗА КАК ИНСТРУМЕНТ УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ

Е.С. Пастух, Д.Ф. Кодиров, Э.А. Соколовская, А.В. Кудря
НИТУ «МИСиС», г. Москва, РФ, epastukh@edu.misis.ru

Крупнотоннажное металлургическое производство по сей день сталкивается с различными проблемами, одной из которых является неоднородность качества продукции. Перспективным и оптимальным решением является статистический анализ баз данных производственного контроля, цель которого заключается в поиске факторов, определяющих высокий уровень сдаточных параметров. Однако из-за существующего многообразия траекторий производственного процесса и отсутствия единого пространства параметров в черной металлургии возникают трудности при использовании методов классической статистики. Поэтому свою популярность набирают различные информационные технологии, например, машинного обучения, методы нейронных сетей и т.д. Однако эффективность их работы в значительной мере определяется уровнем экспертной подготовки. Данное обстоятельство важно, в частности, в связи с необходимостью нахождения областей с доминирующим типом зависимости, неявных зависимостей между управляющими параметрами и свойствами. Для этого эффективны сложные, эвристические приемы когнитивной графики. Разработка таких приемов и явилась целью настоящей работы.

Один из вариантов применения когнитивных методов - это оценка совместного влияния пар управляющих параметров на вероятность получения какого-либо из свойств металлопродукции на верхнем или нижнем пределах их распределения средствами наглядного графического представления, например, в виде «пузырьковой» диаграммы. Такой вид представления достаточно информативен, так как проверяя гипотезы о совместно влиянии пар управляющих параметров не выходное свойство: поиском и разделением «плотных» облаков точек при отображении зависимостей y_k (x_i) на разные плоскости x_i - x_m, размер пузырька показывает сколько одинаковых значений попало в одну «точку» на графике. Применение подобного подхода позволило выявить зоны с доминирующем типом зависимости, зоны риска параметров технологии и состава (в пределах поля допуска технологии), определяющие получение механических свойств листа из стали 09Г2С, на верхнем и нижнем пределах их распределения.

Для оценки скрытых закономерностей изменения параметров технологии и свойств в их хронологическом ряду эффективным оказалось применение аппарата случайных функций. Практика, в частности, спектрального анализа основана на равносильности представления функций во временной и частотной областях с помощью преобразований Фурье. В качестве начальных данных выступали временные и хронологические ряды сдаточных и управляющих параметров стали 09Г2С. При анализе этих данных с помощью кросс-спектрального анализа Фурье были выявлены закономерности, связанные с оценкой вероятности взаимосвязи изменений выходных и входных параметров.

Для получения полной картины при оценке совокупности влияния ряда факторов наглядным оказалось применение лепестковой диаграммы, которая позволяет оценить их совместный вклад в итоговое качество металла.

Компьютерные технологии обеспечивают широкий диапазон методов для исследования больших данных и их дальнейшего прогнозирования. Поэтому методы когнитивной графики представляют для исследователя прекрасную возможность расширить границы изучения подобной информации и не только упростить процесс анализа, но и продемонстрировать в наиболее наглядном варианте пути решения поставленной задачи. Однако при этом неизменным остается проверка статистической природы исследуемых объектов, выбор корректных статистических процедур, учет механизмов эволюции структур и дефектов в ходе технологического передела.

РЕСУРС И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПЛАКИРОВАННЫХ И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ДЛЯ АЭС С ВВЭР

Н.А. Махутов, М.М. Гаденин

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН), г. Москва

Обеспечение прочности и трещиностойкости корпусов реакторов, парогенераторов и трубопроводов ВВЭР при сложных режимах термомеханического нагружения в штатных и аварийных ситуациях связано с проведением расчетно-экспериментальных исследований кинетики номинальных и локальных напряжений и деформаций в зонах максимальной нагруженности. К этим зонам относятся места технологически неоднородных структур, образующихся при сварке обечаек корпусов, приварке патрубков, а также при нанесении антикоррозионных наплавок. В процессе эксплуатации суммарные циклические напряжения и деформации связаны с их соответствующими компонентами от технологий сварки и наплавки, от изменения давления и температур, от разнородности механических свойств. При этом образование и развитие трещин существенно изменяют локальные напряженно-деформированные состояния. Опасность растущих трещин определяется изменяющимися интегральными величинами коэффициентов интенсивности напряжений, а также различием в локальных критических коэффициентах интенсивности.

В ряде случаев при сложных условиях нестационарного нагружения малые поднаплавочные трещины могут быть более опасными, чем большие по глубине.

В докладе приведены данные соответствующих экспериментов и расчетов, выполненных в ИМАШ РАН, для оценки трещиностойкости в характерных зонах оборудования АЭС с реакторами ВВЭР.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Авторы	Стр.
А	
Абакумов А.И.	106
Авдеенко А.М.	124
Аксенов Д.А.	21
Амежнов А.В.	103, 105
Амер С.М.	88
Андреев В.А.	24, 25, 42
Анисимова Н.Ю.	62, 66, 68
Антипов Е.А.	142
Арабей А.Б.	17
Астанин В.В.	35
Афоникова Н.С.	121
Ахметов А.С.	49
Б	
Бабич Я.А.	24
Баженов В.Е.	80
Барболин А.Н.	13
Барков Р.Ю.	88, 101
Барыков А.М.	17
Бачурина Д.М.	102
Башмакова О.Р.	80
Беличенко Д.Н.	114
Белов В.А.	45, 46, 86, 136, 137
Беломытцев М.Ю.	69, 71, 72, 73, 74, 75, 76
Беляев С.П.	38
Бердоносова Е.А.	95, 97
Березнер А.Д.	111, 112
Берендеев Н.Н.	37
Борисова Ю.И.	16
Босов Е.В.	43

Авторы **Стр.**

Ботвина Л.Р. 142
Бочвар Н.Р. 21, 61, 66,
Браиловский В. 125
Брилевский А.И. 39
Бровкина Е.А. 33
Брюханов А.А. 114, 115, 116, 117
Бубякин С.А. 34
Буржанов А.А. 31
Бычкова А.В. 127

В

Валиев Р.З. 9
Вальтер Ф. 26
Варюхин В.Н. 118
Васильева Е.А. 34
Веверис А.А. 89
Велигжанин А.А. 104
Визе Б. 68
Виллумайт-Ремер Р. 62, 68
Виноградов А.Ю. 138
Вичужанин Д.И. 57
Волкова Е.Г. 54
Володин Б.А. 33
Волчок Н.А. 114, 115, 116, 117
Вопнерук А.А. 14
Воробьев Д.А. 43

Г

Гаврилов Д.А. 109
Гаденин М.М. 143
Галкин С.П. 42
Герштейн Г. 116
Гладковский С.В. 57

Авторы **Стр.**

Гладченкова Ю.С. 103
Глебов А.Г. 106
Глезер А.М. 53, 104, 110, 123
Глухов П.А. 78
Голов И.Р. 87
Головин И.С. 112
Горбунова Э.О. 81
Горнакова А.С. 120, 121
Гохман А.Р. 117
Громов А.А. 83, 84
Грязнов М.Ю. 37
Гук В.В. 31
Гундеров Д.В. 32, 35, 119

Д

Дадон М.В. 34
Дайюб Т.З. 50
Дегтярев В.Н. 60
Делигиоз Д.А. 116
Денисов А.А. 113
Джумаев П.С. 132
Добаткин С.В. 21, 23, 62, 66, 68
Добаткина Т.В. 65
Долженко А.С. 23
Дуб В.С. 13
Дубинский С.М. 125, 126
Дудочкина Е.А. 27
Дышлов Е.В. 115
Дьяконов Д.Л. 110, 123
Дячок Д.А. 115

Е

Егоров М.В. 27

Авторы **Стр.**

Ерак Д.Ю. 34
Еремеева Ж.В. 49, 91, 93
Еремин С.А. 84
Ермишкин В.А. 20
Есиев Т.С. 106

Ж

Желтов М.А. 113
Жеребцов Д.Д. 92
Жеребцов С.В. 30
Жиляев А.П. 40, 141
Жукова Ю.С. 126
Журко Д.А. 34

З

Задорожный В.Ю. 95, 97, 98, 99
Задорожный М.Ю. 95, 97, 98, 99, 112
Зотов Б.О. 83
Зубарев Н.А. 70

И

Ибрагимова М.Р. 119
Иванников А.А. 26, 102
Иванов И.А. 13
Иванова А.Б. 38
Игнатьев С.Д 51
Ильинский В.И. 17
Ильичев М.В. 41
Иовчев С.И. 114, 117
Исаев Р.Ш. 132
Исаенкова М.Г. 24, 133

Авторы	Стр.
К	
Кадиров П.О.	126
Калин Б.А.	8, 26, 102, 132
Калошкин С.Д.	6, 50, 51, 95, 97, 98, 99
Кантор М.М.	22
Капуткин Д.Е.	106
Капуткина Л.М.	106, 127
Карабаналов М.С.	56
Караваева М.А.	126
Карелин Р.Д.	25
Карпов М.И.	11
Карпухин С.Д.	140
Каширцев В.В.	27, 36
Кварацхелия А.Р.	97
Киселевский М.В.	62, 68
Киселевский М.Ю.	66
Кичкина А.А.	17
Кищик А.А.	139
Кищик М.С.	139
Клямкин С.Н.	95, 98
Князева М.	26
Кодиров Д.Ф.	29, 43, 128, 143
Колесников Е.А.	50
Колмаков А.Г.	63, 64
Колмаков С.В.	54
Комаров В.С.	25
Комиссаров А.А.	45, 46, 78, 79, 80, 81, 82, 83
Кореневский Е.Л.	132
Кореннов Г.Д.	59
Коробов Ю.С.	14
Король А.А.	95
Косырев К.Л.	13
Котельников А.Б.	14

Авторы **Стр.**

Котенева М.В. 85
Котишевский Г.В. 43, 129
Котов А.Д. 96
Кочегаров С.С. 113
Краснова Е.А. 102
Кругляков А.А. 44
Крымская О.А. 133
Кудря А.В. 10, 29, 43, 128, 129, 130, 131, 143
Кудряшова А.А. 125
Кузнецов В.П. 54
Кузнецов Д.В. 78, 82
Кузько Е.И. 74, 124
Култышева Д.С. 59
Кунавин С.А. 134
Курганова Ю.А. 140
Кутенева С.В. 57

Л

Ларионов М.Д. 63, 64
Ларионова А.В. 63, 64, 67
Лебедева Н.В. 44
Леонова Н.П. 61
Ли А.В. 80
Ли Э.В. 86
Ливанова Н.О. 41
Линдеров М.Л. 39
Липин В.К. 17
Луговая К.И. 55
Лузгин Д.В. 99, 112
Лукашевич К.Е. 42
Лукьянова Е.А. 65
Лунев В.А. 23

Авторы **Стр.**

М

Мазова Е.П. 78, 81, 82
Макаров А.В. 14, 54
Максимкин А.В. 6, 50
Малашенко В.В. 118
Мальгинов А.Н. 13
Мартиросов М.И. 107
Мартыненко Н.С. 21, 62, 66, 68
Масленников К.Б. 60
Матросов М.Ю. 17, 78
Махутов М.М. 144
Машарипов С.З. 79
Медведев К.И. 34
Медведева А.Д. 110
Медведский А.Л 107
Мелентьев А.А. 93
Мелехин Н.В. 37
Меркушев А.Г. 54
Мерсон Д.Л. 12, 39, 138
Мерсон Е.Д. 138
Миловзоров Г.С. 95, 97, 98, 99
Миндеров А.Ю. 81
Минина Н.А. 20
Минушкин Р.А. 133
Миргазизов Р.М. 70
Митрошенков А.В. 27
Михайлова Г.А. 129
Михайловская А.В. 88, 94, 96, 101, 139
Мишнев П.А. 17, 78, 81, 82
Могучева А.А. 16
Мокшин Е.Д. 60
Моляров А.В. 137
Моляров В.Г. 75, 76

Авторы **Стр.**

Морозов М.М. 23
Морозов Н.С. 133
Морозова А.Н. 58
Мослех А.О. 96
Мохова А.С. 18
Мочуговский А.Г. 94
Мурадимова Л.Ф. 123
Мурзинова М.А. 141
Мухаметгалина А.А. 141
Мухаметшина А.М. 80
Мягких П.Н. 39, 138

Н

Нагичева Г.С. 37
Назаров А.А. 40, 141
Наливайко А.Ю. 83, 84
Наумова Е.А. 77
Нго Нгок Ха 129
Нгуен Ван Минь 87
Нгуен Тиен Хиеп 87
Нгуен Тхай Ха 87
Нгуен Хоан Суан 44
Недзвецкий М.Ю. 17
Недзвецкий П.Д. 57
Николаев Ю.А. 45
Никулин С.А. 44, 45, 46, 47, 48, 85, 86, 136, 137
Нохрин А.В. 37

О

Овчинникова О.А. 65
Ожерелков Д.Ю. 83, 84, 137
Орлов В.В. 13
Остропико Е.С. 135

Авторы **Стр.**

Отто Й.Л. 26

П

Палий Н.А. 20
Панова Г.А. 44
Пастух Е.С. 143
Пелевин И.А. 84
Пенязь М.А. 26, 102
Пережогин В.Ю. 29
Перкас М.М. 24, 25
Пермякова И.Е. 108
Перов Н.С. 111
Петров Ю.В. 7
Петрова А.О. 56
Пивоварчик С.В. 63, 64
Пименов Е.В. 36
Пискунов А.В. 37
Платов С.И. 60
Плохих А.И. 140
Плужникова Т.Н. 111
Погорелов Е.В. 128
Поздняков А.В. 88
Полуянов В.А. 138
Полякова Р.О. 34
Поникарова И.В. 38
Попов А.А. 56
Попов Н.А. 55
Попов Н.С. 102
Попова Е.Н. 55
Пошибаев П.В. 109
Прокофьев С.И. 120
Прокошкин С.Д. 25, 42, 52, 125, 126
Просвирнин Д.В. 63, 64

Авторы **Стр.**

Пруцков М.Е. 63, 64
Пустов Ю.А. 126

Р

Рааб А.Г. 66
Рааб Г.И. 21, 68
Рамазанов И.А. 119
Ребиков Е.М. 36
Реснина Н.Н. 38
Рогачев С.О. 24, 44, 45, 46, 47, 48, 77, 136, 137
Родионова И.Г. 103, 105
Рожнов А.Б. 86
Ронков Л.В. 13
Рохлин Л.Л. 61, 65
Рыбальченко Г.В. 61, 66
Рыбальченко О.В. 23, 61, 62, 66, 68
Ряховских И.В. 133

С

Сазонов Ю.Б. 70
Самигуллина А.А. 40
Сафонов Д.А. 132
Сафронов А.А. 13
Сахаров М.С. 17
Свистунов Е.В. 134
Сдобырев В.В. 20
Севальнёв Г.С. 19
Севрюков О.Н. 102
Селиванова О.В. 59
Семенов Д.В. 98
Семенов М.Ю. 18, 142
Сенатов Ф. 6
Сергеев М.И. 128, 130, 131

Авторы	Стр.
Серебряный В.Н.	68
Синев И.О.	67
Сирош В.А.	54
Ситкина М.Н.	96, 101
Скородумов С.В.	109
Скундин М.А.	34
Смарыгина И.В.	127
Смирнов А.В.	142
Смирнов А.Е.	19
Соболева Н.Н.	14
Соколовская Э.А.	29, 43, 105, 128, 129, 131, 143
Солнцев К.А.	152
Солодов Д.О.	84
Соснин В.В.	36
Степанов Н.Д.	30
Степанов П.П.	17
Степанова А.О.	81
Степашкин А.А.	51, 89, 98, 99
Страумал Б.Б.	121
Страумал П.Б.	21
Стукалова Н.А.	103, 105
Судьин В.В.	22
Сундеев Р.В.	48, 53, 104, 110
Сурсаева В.Г.	122
Сучков А.Н.	26
Сысоев А.Н.	37
Т	
Табачкова Н.Ю.	61, 66
Танг Вьет Фыонг	129, 130, 131
Тарытина И.Е.	65
Темралиева Д.Р.	62, 68
Тен Д.В.	78, 79

Авторы **Стр.**

Тер-Ваганянц Ю.С. 91
Тихонов С.М. 78, 82
Токарь А.А. 23, 66, 79
Токмачева-Колобова А.Ю. 52
Томчук А.А. 110, 123
Торохов В.Г. 92, 100
Трухачева Д.Ю. 69
Турилина В.Ю. 45, 136
Тюрин А.И. 121
Тюфтяев А.С. 41

У

Урцев Н.В. 60

Ф

Федоров В.А. 111, 112
Федотов Д.Ю. 111
Филиппов Г.А. 31, 41

Х

Хаткевич В.М. 24, 47, 48, 77
Хмелевская И.Ю. 25
Ходос И.И. 121
Хомченко А.В. 107
Хотинов В.А. 15, 58, 59
Хрипливец И.А. 53
Хунджуа А.Г. 33

Ч

Червонцева А.В. 105
Чердынцев В.В. 90
Черетаева А.О. 110
Чернобаева А.А. 34

Авторы **Стр.**

Чуков Д.И. 90, 92, 100
Чуракова А.А. 32
Чурюканова М.Н. 99
Чэнь И. 140

Ш

Шайсултанов Д.Г. 30
Шалимова А.В. 104
Шарма А. 99
Шаяхметова Э.Р. 40
Шелест А.Е. 24
Шереметьев В.А. 42, 125, 126
Шериф Г.И. 90
Шибков А.А. 113
Шинкарев А.С. 83
Шлыкова А.А. 111
Шмидт-Калеборн А. 26
Шплис Н.В. 45, 46, 136, 137
Шурыгин Д.А. 13
Шурыгина Н.А. 110

Щ

Щапов 58
Щербаков С.П. 140
Щетинин И.В. 36, 66

Э

Эстрин Ю.З. 62, 68

Ю

Юдин А.В. 134
Юзбекова Д.Ю. 16
Юлов В.Н. 78, 81
Юсупов В.С. 23, 24, 25

Авторы **Стр.**

Ющук В.В. 79

Я

Яковлева П.С. 81

Яковцева О.А. 88, 96, 101

Япарова Е.Н. 38

Яшин А.С. 132

СОДЕРЖАНИЕ

Стр.

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ УЧАСТНИКОВ 6

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ 142

СОДЕРЖАНИЕ 156