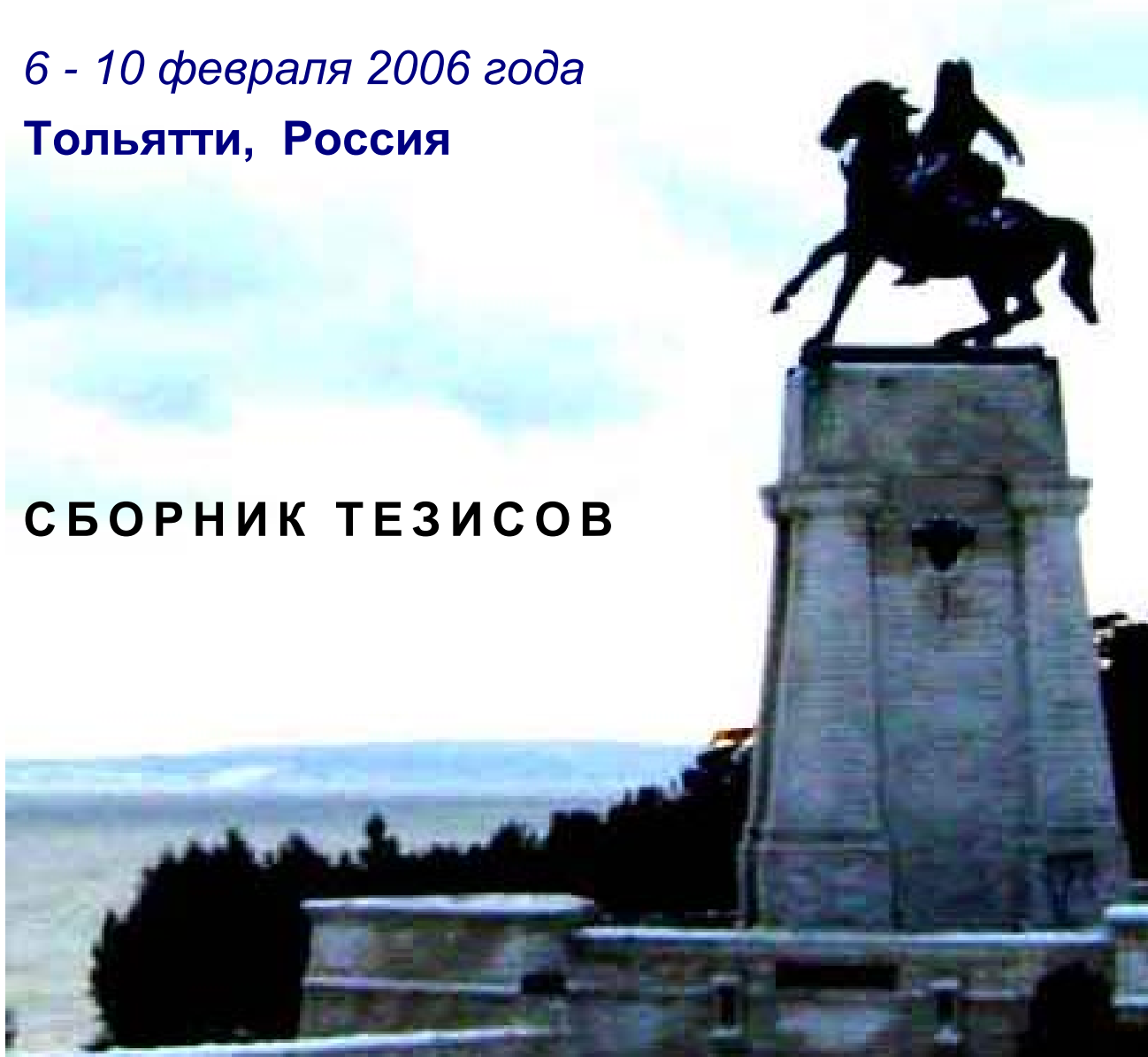


II Международная школа «Физическое материаловедение»

XVIII Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов»

6 - 10 февраля 2006 года
Тольятти, Россия

СБОРНИК ТЕЗИСОВ



Министерство по науке и образованию
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов
ОАО "АВТОВАЗ"
Институт физики металлов УрО РАН
Уральский государственный технический университет
Тольяттинский государственный университет

II Международная школа
«Физическое материаловедение»

XVIII Уральская школа
металловедов-термистов
«Актуальные проблемы физического
металловедения сталей и сплавов»

6–10 февраля 2006 года
Тольятти, Россия

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

Тольятти,
2006

УДК 669.017:620.1

II Международная школа «Физическое материаловедение».
XVIII Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные
проблемы физического металловедения сталей и сплавов»
(6–10 февраля 2006 г., г. Тольятти): сборник тезисов, Тольятти, 2006. – 264 с.

ISBN 5-8259-0291-0

В сборнике представлены тезисы более 200 докладов из России и зарубежья, посвященных вопросам материаловедения, физики и механики прочности широкого круга современных материалов. Большое внимание в докладах уделено физическим основам и технологиям достижения оптимальной структуры сталей и сплавов, включая аморфные и нанокристаллические материалы.

Публикации в сборнике освещают современные тенденции развития физического материаловедения и будут полезны для ученых, инженеров, аспирантов и студентов, интересующихся фундаментальными и прикладными вопросами в этой области знаний.

УДК 669.017:620.1

ISBN 5-8259-0291-0

© Тольяттинский государственный
университет, 2006

ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ДОСТИЖЕНИЯ И НОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ

Валиев Р. З.

*Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,
RZValiev@mail.rb.ru*

Развитие методов интенсивной пластической деформации (ИПД) в последнее десятилетие открыло возможности формирования наноструктурных состояний в различных металлах и сплавах. Вместе с тем, дальнейшие разработки и практическое использование объемных наноструктурных материалов встретились с рядом фундаментальных и прикладных проблем. Фундаментальным вопросом явилась относительно низкая пластичность наноматериалов при достижении очень высокой твердости и прочности. Прикладная проблема связана с разработкой эффективной технологии получения полуфабрикатов (прутков, листов, проволоки) и изделий со стабильно высокими свойствами.

В докладе представлены научные основы получения объемных наноматериалов, используя интенсивные пластические деформации; показано, как удалось решить указанные проблемы в последние годы. Особое внимание уделено разработке перспективных практических применений наноструктурных материалов в медицине, машиностроении и авиационно-космической технике.

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ И ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ

Алёхин В. П.

*МГИУ, г. Москва, Россия,
alekhin@msiu.ru*

Различными экспериментальными методами показано, что микропластическая деформация начинается в псевдоупругой области деформирования значительно раньше достижения макроскопического предела текучести и протекает в основном в приповерхностных слоях на глубине 20 – 100 микрон, не затрагивая его внутренние объемные слои. В результате на начальной стадии деформации вблизи свободной поверхности образуется градиент повышенной плотности дислокаций, который оказывает существенное влияние на общую макроскопическую кинетику деформационного упрочнения всего кристалла в целом. Проведен анализ основных факторов, ответственных за аномальные особенности пластического течения в приповерхностных слоях материалов с позиций учета структурно-энергетических особенностей зарождения, размножения и термоактивируемого движения дислокаций вблизи свободной поверхности твердого тела. Показано, что величины напряжений гомогенного и гетерогенного зарождения дислокаций вблизи свободной поверхности, как правило, значительно ниже аналогичных величин для объема кристалла. Показано, что поверхностные эффекты максимально проявляются на материалах с нанодисперсной структурой. Приведены экспериментальные данные по получению нанокристаллической структуры с размером зерен 5 – 10 нм на глубине 15 – 20 мкм от поверхности на массивных деталях с использованием ультразвуковой упрочняющей обработки.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ИХ ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА

Головин Ю. И.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
golovin@tsu.tmb.ru

В лекции классифицируются существующие и перспективные наноматериалы, описываются требования к их функциональным, технологическим, эргономическим, санитарным и другим характеристикам. Приводятся сведения об основных классах наноструктурированных материалов: наночастицы и нанопорошки, объемные наноматериалы, нанокомпозиты, нанопористые материалы, фуллериты и их производные, тонкие пленки и покрытия, интеллектуальные материалы и др. (см. рисунок).



Для каждого из них приводятся области применения, свойства, способы получения и контроля. Особое внимание уделено конструкционным наноматериалам и материалам для наноэлектроники (полупроводники, сверхпроводники, диэлектрики, структуры с гигантским магнитосопротивлением и др.). Полимерным, биологическим и биосовместимым материалам также уделено внимание, соответствующее их большим потенциальным возможностям. В заключение приводятся сведения о динамике развития нанотехнологии и нанотехники и прогнозы их развития на ближайшие 7–10 лет.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

Глезер А. М., Пермякова И. Е., Федоров В. А.*

ФГУП ЦНИИЧермет, ИМФМ, Москва, Россия,

glezer@imph.msk.ru

*ТамбГУ, Тамбов, Россия,

feodorov@tsu.tmb.ru

Работа посвящена апробации метода микроиндентирования для оценки поведения локальной пластичности и трещиностойкости K_{Ic} аморфных сплавов (АС) после их термической обработки.

Объекты исследования: ленты АС $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17,8}$ и $Fe_{60,8}Co_{20,2}B_{14}Si_{15}$. Перед индентированием образцы отжигали ($T_{an} = 530\text{--}823\text{ К}$, выдержка $t = 10\text{ мин}$). Для расчета K_{Ic} использовали формулу:

$$K_{Ic} = A(E/H)^{1/2}P/C^{3/2},$$

где $A = 0,016$; E – модуль Юнга; H – твердость по Виккерсу; P – критическая нагрузка появления радиальных трещин; C – длина радиальной трещины, распространяющейся от отпечатка. При вязко-хрупком переходе наблюдается резкое трехкратное падение величины трещиностойкости. При последующих отжигах при T_{an} параметр K_{Ic} выходит на насыщение, принимая одинаковые значения, т.к. пластичность АС околонулевая, и основной вклад в энергию разрушения вносит энергия образования берегов магистральных трещин (вклад полос сдвига минимален), слабо зависящая от температуры. В экспериментах на АС $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17,8}$ при приближении к температуре кристаллизации ($T_{кр} = 823\text{ К}$) наблюдается небольшое увеличение K_{Ic} . По данным независимых исследований, ранее установлено, что для этого сплава существует область спада микротвердости и возрастания микропластичности, соответственно, в диапазоне температур $750\text{--}823\text{ К}$ [1]. Увеличение трещиностойкости и микропластичности АС объясняется тем фактом, что в ходе выпадения в аморфной матрице дисперсных частиц на основе кобальта, их оптимального распределения и увеличения объемной доли в процессе высокотемпературного отжига, затрудняется распространение трещины, т.к. ее развитие при «встрече» с каждой частицей имеет свою определенную ориентированность.

В качестве критерия результирующей степени микродеформации, изменяющейся при нагреве, использовали число полос сдвига, приведенное к единице площади – поверхностную плотность зон пластической деформации вокруг отпечатка при индентировании сплава $Fe_{60,8}Co_{20,2}B_{14}Si_{15}$. Также проведены измерения средней длины полос при каждой температуре испытаний. Вблизи 450 К наблюдается максимум плотности полос деформации. Таким образом, подвергая АС предварительному низкотемпературному отжигу при оптимально подобранной T_{an} , можно реализовать максимальную микропластичность, которая требуется в определенных условиях эксплуатации материала. Дальнейшее снижение длины и плотности полос сдвига при увеличении T_{an} обусловлено формированием областей повышенной корреляции в расположении атомов. Это, по существу, означает, что образованный на стадии структурной релаксации ближний порядок приводит к росту степени локализации деформации при неомогенном пластическом течении. Полное исчезновение картин пластической деформации наблюдается лишь при начале процессов активной кристаллизации ($\sim 750\text{ К}$), начинающейся с поверхности, и распространяющейся вглубь образцов.

Предложенный метод оценки локальной пластичности при микроиндентировании лент АС дополняет метод макроиспытаний на изгиб (U -метод), т.к. является более структурочувствительным. Он позволил установить немонотонный характер изменения пластичности при низкотемпературном отжиге, в отличие от U -метода (где ε принимает постоянное значение, равное 1, вплоть до вязко-хрупкого перехода), а также зафиксировать чувствительность геометрии полос сдвига к состоянию аморфной матрицы.

1. Федоров В.А., Ушаков И.В., Пермякова И.Е. / Особенности изменения механических свойств и кристаллизация отожженного металлического стекла на основе кобальта // Металлы, 2004. – № 3. – С. 108-113.

ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ПРИ СТАРЕНИИ СПЕЦИАЛЬНЫХ СПЛАВОВ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Покоев А. В.

*Самарский государственный университет, Самара, Россия,
pokoev@ssu.samara.ru*

Тема доклада связана с новым проявлением магнитопластического эффекта (МПЭ) в металлических сплавах, заключающегося, в общем случае, в том, что макроскопические свойства твердых тел (например, пластические свойства) в определенных условиях могут заметно изменяться в постоянных магнитных полях (ПМП) сравнительно невысокой напряженности [1]. Экспериментально установлен факт [2], что бериллиевая бронза БрБ-2 (2 вес. %), являясь типичным слабым диамагнетиком, заметно реагирует на приложение внешнего ПМП (5–7 кЭ) при искусственном старении и изменяет при этом свою микротвердость и некоторые другие физико-механические свойства. В работе представлены основные результаты комплексных экспериментальных исследований проявлений МПЭ при старении бериллиевой бронзы БрБ-2.

Анализ и сопоставление имеющихся экспериментальных и теоретических данных о МПЭ в бериллиевой бронзе [2] и оценка магнитных моментов дефектов показывают, что наиболее вероятным физическим механизмом МПЭ является дислокационно-примесный механизм влияния ПМП на старение бериллиевой бронзы БрБ-2. Рассматриваемый МПЭ обсуждается в свете общей концепции спин-зависимых реакций дефектов [1].

1. Моргунов Р.Б. Спиновая микромеханика в физике пластичности // УФН, 2004. – Т. 174. – № 2. – С. 131-153.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Упрочнение бериллиевой бронзы БрБ-2 при старении в постоянном магнитном поле // Физика и химия обработки материалов, 2003.– № 3.– С. 18-25.

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ТРУБ

Выбойщик М. А., Быков Р. Н., Николаев Е. А.

ТГУ, Тольятти, Россия,
rrollfather@avtograd.ru

Известно, что наличие на поверхности изделий остаточных сжимающих напряжений значительно повышает работоспособность изделий в условиях реальной эксплуатации.

На кольцах, вырезанных из труб $\varnothing 73 \times 5$ мм и $\varnothing 89 \times 6$ мм из сталей 30ХМА, 23Г2А, 20 и 20С, нами была проверена возможность получения сжимающих напряжений на поверхности длинномерных труб при использовании дополнительной обработки, заключающейся в ускоренном нагреве колец до 600°C и последующем двухстороннем интенсивном охлаждении. Предложенная обработка позволяет получить на обеих поверхностях трубы значительные сжимающие напряжения. Величина изменения напряжений, измеренных по методу Давиденкова Н. Н., составляет от 200 до 400 МПа. При увеличении времени выдержки при нагреве величина остаточных сжимающих напряжений возрастает. Однако можно вполне ограничиться временем 10...15 мин., так как дальнейшая выдержка к существенному изменению остаточных напряжений не приводит. Проведение дополнительных измерений рентгеновским методом показало, что на поверхности образцов в результате обработки появились остаточные сжимающие напряжения на уровне 100...300 МПа. Два-три цикла обработки существенно увеличивают (до 600 МПа) значение создаваемых сжимающих остаточных напряжений в поверхностных слоях заготовки.

Механические испытания образцов показали, что после дополнительной обработки σ_B и $\sigma_{0,2}$ несколько повышаются без заметного изменения пластичности. На диаграмме растяжения образцов, прошедших дополнительную обработку, появляется ярко выраженная площадка текучести, что, по-видимому, обусловлено влиянием сжимающих напряжений на поверхности образцов, которые до определенного уровня растягивающих напряжений препятствуют развитию пластической деформации и выходу дислокаций на поверхность. Также резко меняется число и спектр возникающих акустических сигналов.

Была создана специальная промышленная установка (с нагревом труб прямым пропусканием тока и возможностью охлаждения труб с наружной и внутренней поверхностей с разными скоростями), на которой в настоящее время отрабатываются режимы окончательной обработки для создания сжимающих напряжений на поверхности труб.

Коррозионную стойкость оценивали по величине смятия кольцевых образцов, вырезанных из труб, после нахождения в сероводородосодержащей среде в течение 720 час по стандарту NACE TM 01-77(96). Только на образцах, прошедших дополнительную обработку, полное смятие происходит без образования трещин.

Таким образом, разработанный метод окончательной обработки позволяет несколько повысить механические свойства и значительно увеличить коррозионную стойкость труб.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ И УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ

Алёхин В. П.

МГИУ, г. Москва, Россия,
alekhin@msiu.ru

Разработана технология поверхностной упрочняющей ультразвуковой обработки (УЗО) массивных деталей из закалённых конструкционных и инструментальных сталей для получения высокой твёрдости и прочности за счёт создания нанокристаллических структур с размером зерна 5–10 нм. С использованием метода просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения с увеличением $\times 10^6$ показана возможность получения при УЗО нанокристаллической структуры с размером зерна 5–10 нм на глубине 15–20 мкм от поверхности обрабатываемого материала (закалённая сталь 4Х5МФ1С) и микрокристаллической структуры на глубине 250–300 мкм от поверхности. Об этом свидетельствуют данные по измерению величины микротвёрдости и величины внутренних остаточных напряжений сжатия от поверхности в глубину упрочняемого УЗО материала. При этом наблюдается возрастание твёрдости от исходного уровня 44–46 до 54–56, а в ряде случаев – до 68–70 HRC. Технология ультразвуковой финишной и упрочняющей обработки отработана на широком круге реальных промышленных деталей и изделий с различной геометрической формой поверхности: цилиндрической, сферической, тороидальной, винтовой и другой, более сложной (например, на авиационных турбинных лопатках, штампах и др.), за счёт применения компьютеризированной технологии. При этом общие размеры и вес обрабатываемых деталей в ряде случаев достигали весьма значительных величин. Так, например, УЗО был успешно обработан вал прокатного стана диаметром 800 мм с диаметром рабочей части 1500 мм и весом 5200 кг. Рентгеновским методом исследован характер распределения внутренних остаточных напряжений от поверхности в глубину обработанных УЗО материалов и показано, что для закалённой инструментальной штамповой стали 4Х5МФ1С уровень внутренних сжимающих напряжений составляет 800–800 МПа на глубине до 150 мкм от обработанной УЗО поверхности. Далее он постепенно спадает, но сохраняет величину порядка 200–400 МПа до глубины 250–300 мкм. Исследован предел усталостной прочности закалённой штамповой стали 4Х5МФ1С на базе 10^7 циклов и показано, что после УЗО он увеличивается почти в 2 раза – с 650 МПа (до УЗО) до 1150 МПа. Методом горячей микротвёрдости показано, что порог термической стабильности полученной после УЗО нано- и микрокристаллической структур и, соответственно, высокого уровня физико-механических свойств составляет 450–500 °С. Выше этой температуры размер зерна структуры растёт за счёт протекания процесса рекристаллизации, а уровень физико-механических свойств, соответственно, падает.

Предлагаемую технологию следует рассматривать как действительно новую нанотехнологию получения высокопрочных материалов на больших реальных массивных изделиях, поскольку, как показывает анализ литературных данных, все усилия отечественных и зарубежных исследователей, направленные на получение нанокристаллических материалов с уровнем прочности, приближающимся к теоретическому, в действительности ещё не вышли за рамки лабораторных исследований и ещё очень далеки от реального промышленного применения.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ С ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКОЙ

Калетина Ю. В., Фокина Е. А., Счастливец В. М.

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
kaletina@imp.uran.ru*

Магнитное поле, являясь фактором внешнего воздействия, оказывает существенное влияние на фазовые переходы, если хотя бы одна из фаз, участвующих в превращении, ферромагнитна. Таким объектом для данного вида воздействия в сплавах на железной основе является мартенситное превращение. Наиболее подробно было изучено действие магнитного поля на атермическое превращение и в меньшей степени исследовано влияние магнитного поля на изотермическое превращение. Исследования, проведенные нами в последние годы в направлении изучения действия постоянного магнитного поля на изотермическое мартенситное превращение, в известной степени, развили и углубили представления в данном направлении

Магнитная обработка оказывает иницирующее влияние на мартенситное превращение в сплавах с изотермической кинетикой. Импульсное магнитное поле в таких сплавах либо не влияет на превращение, либо, при определенных температуре и напряженности, приводит к образованию мартенсита по атермическому типу. Постоянное магнитное поле, по сравнению с импульсным, оказывает более широкое влияние на мартенситное превращение. Оно может вызывать как атермическое, так и изотермическое мартенситное превращение.

В данной работе исследование проводили на сплаве Fe–24% Ni–4% Mn в постоянном магнитном поле напряженностью до 50 кЭ в широком температурном интервале.

Под действием постоянного магнитного поля в зависимости от напряженности сокращается (в 6–20 раз) инкубационный период, предшествующий началу образования мартенсита; максимум превращения сдвигается в сторону более высоких температур (до 30 К); существенно увеличивается полнота мартенситного превращения (до 40%); расширяется температурный интервал развития превращения.

Анализ результатов по влиянию постоянного магнитного поля на изотермическое мартенситное превращение позволил построить С-образную диаграмму развития изотермического мартенситного превращения в постоянном магнитном поле напряженностью 50 кЭ, отражающую зависимость степени превращения от температуры и времени выдержки. Полученные результаты могут быть также представлены в виде более информативных объемных кинетических диаграмм, на которых одновременно показано влияние на мартенситное превращение трех факторов: напряженности магнитного поля, температуры воздействия и продолжительности изотермической выдержки при соответствующих температурах.

Проведены металлографическое и электронно-микроскопическое исследования зарождения кристаллов изотермического мартенсита и их последующего формирования в течение изотермической выдержки в постоянном магнитном поле.

ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ МЕЖДУ АУСТЕНИТОМ, ВИДМАНШТЕТТОВЫМИ КАРБИДАМИ И МАРТЕНСИТОМ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 150Г4

**Счастливцев В. М., Яковлева И. Л., Карькина Л. Е., Хлебникова Ю. В.,
Табатчикова Т.И.**

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
phym@imp.uran.ru*

Исследование проводили на образцах заэвтектоидной углеродистой стали 150Г4, содержащей (мас.%) 1,5 С; 4,3 Мп; 0,20 Si; 0,07 Cr; 0,06 Ni; 0,01 P; 0,032 S. Образцы нагревали до 1150°C и выдерживали в течение 10 мин для получения однородного аустенитного состояния. После окончания выдержки образцы переносили в нагретую до температуры 680°C печь на 15 мин для осуществления частичного изотермического распада, а затем закаливали в воде. В заэвтектоидных сталях в процессе изотермического распада аустенита образуются видманштеттовы карбиды (ВК) и перлит. При охлаждении до комнатной температуры наблюдается частичное превращение аустенита в мартенсит.

В работе проведен электронно-микроскопический анализ ориентационной связи между исходным аустенитом, ВК и мартенситом. При анализе электронно-дифракционных картин, снятых с участков структуры, содержащих аустенит и ВК, было установлено, что между аустенитом и ВК реализуются ориентационные соотношения (о.с.) Питча. Во всех исследованных случаях между аустенитом и мартенситом получены о.с. Курдюмова-Закса, которые обычно экспериментально наблюдаются в углеродистых сталях. Следствием ориентационной связи между ВК и аустенитом, аустенитом и мартенситом явилось наблюдение о.с. между мартенситом и ВК. Из анализа совмещенных для аустенита, ВК и мартенсита стереографических проекций нами были установлены ориентационные соотношения Багряцкого между ВК и мартенситом, которые обычно реализуются между цементитом и ферритом в перлите.

Поскольку выбор фрагментов при исследовании микроструктуры был произвольным, и расчет показал, что вероятность реализации таких соотношений мала, можно говорить, что экспериментально полученная кристаллографическая связь между ВК и мартенситом не является случайной. Мы предполагаем, что установленные экспериментально соотношения обусловлены особенностями кинетики распада аустенита в заэвтектоидных сталях. Известно, что выделение ВК приводит к обеднению углеродом прилегающих к ним областей аустенита и способствует превращению при последующем охлаждении этих участков в мартенсит. Близость расположения атомов железа в решетке цементита и аустенита, который при охлаждении кристаллографически упорядоченно превращается в мартенсит, по-видимому, влияет на выбор вариантов о.с. Курдюмова-Закса между аустенитом и мартенситом. Именно это приводит к экспериментально наблюдаемой кристаллографической связи о.с. Багряцкого между ВК и мартенситом.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 04-03-96140-2004урал_a и № 14-04-02 Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНиО «Интелс».

КОЛЛЕКТИВНЫЕ РАЗНОМАСШТАБНЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ПРОЦЕССАХ РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

Кудря А. В.

*МИСиС (технологический университет), г. Москва, РФ,
AVKudrya@isis.ru*

Эволюция структуры и дефектов в ходе всей технологической цепочки определяет качество стали. "Возмущения" структуры – следствие отклонений технологии в пределах нормируемого поля допусков. Колебаниями технологии определяется загрязненность стали примесями и неметаллическими включениями (НВ), в том числе, различие в геометрии последних и их размещении в объеме металла.

Неоднородность структур, в значительной мере, "закладывается" еще на стадии кристаллизации слитка, когда в зависимости от диаграммы состояния, скорости затвердевания и направления теплоотвода при кристаллизации есть разница в составе по сечению слитка – зональная ликвация. Ликвация приводит к различной макронеоднородности слитка и проката (и разбросу вязкости).

Кристалл растет из расплава как дендрит – "елочка" с ветвями первого, второго, а иногда и большего порядка. Мезонеоднородность от дендритной ликвации во многом влияет на работу разрушения (прямо или косвенно), например, из-за её дальних последствий: наличия ферритных полей в микроструктуре и размещения сульфидов в межосьях дендритов поковок [1].

Дендритная структура слитка нередко наследуется в прокате, в частности, превращаясь в полосчатую структуру, вытянутую по оси проката. Переменное содержание легирующих элементов (и углерода) в полосах даёт после охлаждения (с фиксированной скоростью) разную структуру. Так, в прокате микрополосы ликвации на месте дендритов способствуют появлению структурной полосчатости. Часто её причина – НВ, вытянутые после прокатки, например, сульфиды MnS. Их приграничные объёмы обогащены марганцем, втягивающийся туда углерод после охлаждения приводит к появлению полос перлита.

Отсюда вытекают сложные сценарии развития разрушения, когда, например, при вязком развитии трещины в листовой стали, зарождение пор на включениях (за счёт их отслоения от матрицы) облегчено контактом включения с примыкающей к нему полоской перлита. В результате – снижение вязкости стали.

Дендритная ликвация в крупных слитках ЭШП улучшаемой стали порождает образование двумерных кластеров субмикронных выделений (≤ 1 мкм) сульфидов марганца по границам перегретого зерна аустенита (≥ 100 – 300 мкм) и при их наследовании (местами) в результате кристаллографически упорядоченных ($\gamma \leftrightarrow \alpha$) превращений – границ раздела: грубые пластины цементита (в том же мезомасштабе зерна) в верхнем бейните, ослабленных наносегрегацией серы (~ 10 нм) на их поверхности. Это приводит к появлению двух аномалий разрушения, имеющих единую ликвационную природу [2].

Именно эти обстоятельства заставляют совместно анализировать механизмы разрушения разномасштабных структур для выявления факторов, лимитирующих различия в разрушении сталей при номинально однотипных структурах [3].

1. Кудря А.В., Соколовская Э.А. // Изв. РАН. Сер. Физическая, 2004.– Т. 68.– № 10.– С. 1495-1502.
2. Штремель М.А., Алексеев И.Г., Кудря А.В. // Изв. РАН. Сер. Металлы, 1994.– № 2.– С. 96-103.
3. Кудря А.В. // МИТоМ, 2005.– № 5.– С. 18-23.

3D-РЕКОНСТРУКЦИЯ ИЗЛОМОВ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ ИЗМЕРЕНИЯ ДЛЯ ПРОГНОЗА ВЯЗКОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Кудря А. В., Соколовская Э. А., Арсенкин А. М., Сухова В. Г.

*МИСиС (технологический университет), г. Москва, РФ,
AVKudrya@isis.ru*

Обычно наблюдается только конечный результат разрушения – поверхность излома. Однако анализ изломов преимущественно качественный, основан на сопоставлении с эталоном (картинкой). Для измерения геометрии изломов необходима трехмерная реконструкция его поверхности, причем на разных масштабных уровнях измерения.

Возможности такого подхода были использованы для решения ряда задач физики разрушения и металловедения. В частности, для восстановления истории вскрытия вязкой межзеренной фасетки (по зернограницным кластерам субмикронных выделений сульфидов), ведущей к появлению аномалии вязкого разрушения – камневидному излому. С этой целью по стереопарам изображений, полученным в растровом электронном микроскопе HITACHI S-800, с использованием алгоритмов стереофотограмметрии была реконструирована трехмерная поверхность разрушения. "Рассечением" трехмерного изображения получали двумерные профили в заданных сечениях. Измерение геометрии ямок и порождающих их НВ, а также профилей – сечений зернограницной фасетки показало, что ее вскрытие преимущественно начинается в центре кластера и носит скачкообразный характер с периодом ~100 мкм. По "пластической невязке", образующейся при сопоставлении изломов двух ответных половинок образца, определяли соответствующую событию величину критического раскрытия трещины.

Анализ представительной статистики данных геометрии строения поверхности разных вариантов вязких изломов (отличающихся уровнем ударной вязкости) позволил выделить информативный параметр рельефа – глубину ямки. Именно глубина ямки коррелирует с разбросом значений ударной вязкости, в связи с изменением чистоты стали по НВ, что, по-видимому, отражает различный вклад микропластической деформации в разрушение.

Построение стереопанорам изображений изломов ударных образцов (на дне макрохрупкого квадрата при увеличении $\times 300$) с длиной каждой панорамы ~6 мм, позволило определить значения фрактальной размерности изломов (методом вертикальных сечений по 30 профилям на вариант, расположенных на расстоянии ~30 мкм друг от друга). Результаты важны для развития методов оценки фрактальной размерности изломов, когда шаг измерения изменяется более чем на порядок (на микро- и мезоуровнях измерения рельефа).

Многие процессы разрушения контролирует мезоструктура металла, унаследованная от слитка, это обусловило интерес к измерению мезорельефа изломов. Действительно, масштаб неоднородности структур в значительной мере определяет строение мезорельефа излома. Универсальность формы мезопрофиля излома для разных типов разрушения дает возможность формализации его описания на основе структурно-лингвистического подхода, когда каждому элементу строения излома присваивается одна из букв (прописная или строчная). Закономерности строения получаемых предложений (и слов) позволяют ранжировать изломы по вязкости, оценивать особенности эволюции трещины (включая реконструкцию формы ее переднего фронта) для различных механизмов разрушения.

ИНФОРМАТИВНОСТЬ СТРУКТУРЫ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ НАБЛЮДЕНИЯ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ

Кудря А. В., Марков Е. А.

МИСиС (технологический университет), г. Москва, РФ,

AVKudrya@misis.ru

Наблюдение разрушения в микроструктуре “in situ” по акустической эмиссии (АЭ), по-видимому, единственный способ прогноза риска макроразрушения, например, в конструкции. Если для триангуляции микротрещин достаточно зарегистрировать разницу во времени прихода первичного упругого импульса на разные пьезопреобразователи, то для оценки ее риска необходим выбор информативных параметров АЭ. Очевидно, что для этого необходимо понимание структуры сигнала от импульсных источников (в представлении, что одиночной трещине соответствует единственный импульс).

Для этого на основе модели нормальных волн предложена процедура частотно-временного анализа сигналов АЭ в листе от импульсных источников. Если длительность акта излучения меньше интервала времени между приходом низших симметричных (S) и антисимметричных (A) волн к пьезопреобразователю в заданной полосе частот Δf , возможна дифференцированная оценка их амплитуды. Для случая листовой стали верхняя граница составляет $f < 2/h$ ($[f] = [\text{Гц}]$, $[h] = [\text{мм}]$). Распределение энергии между различными типами нормальных волн определяется направленностью излучения в окрестности у источника (много меньшей толщины листа) и, следовательно, от ориентации поверхностей разрушения.

Экспериментальную оценку информативности вейвлет-анализа и оконных преобразований Фурье проводили, возбуждая упругие импульсы в стальных листах толщиной 9 и 1,25 мм с использованием пьезопреобразователя, ударов стальных шариков (диаметром 2, 9 и 19 мм) и “источника Су-Нильсена” (разрушение графитового стержня диаметром 0,5 мм). В последнем случае вектор импульса силы был направлен под углом 0 и 90 градусов по отношению к плоскости листа. На расстоянии 0,5 м отношения максимумов детализации низших S и A волн составило $Da/Ds \sim 2$ и >10 , соответственно.

Для количественного сопоставления длительности актов излучения в условиях неизвестной (и неравномерной) совокупной передаточной характеристики объекта контроля и измерительного тракта рассчитывались спектральные отношения на выборочных сетках частот, или отношения парциальных энергий в ряду выделенных частотных диапазонов (после предварительного оконного взвешивания исключающего отражения от границ листа). В качестве точек отсчета на временной оси, при определении границ окон служили максимумы детализации нулевых мод Лэмба на фиксированной частоте.

Показано, что с увеличением размера временного окна форма спектра и измеряемая амплитуда зависят от расположения источника и пьезопреобразователя относительно границ листа. Сравнение актов АЭ по спектральным отношениям эффективно при постоянной частотной характеристике совокупного тракта в одной серии измерений, в листах (с размерами порядка 0,5 м и более) – по отношению энергий в фиксированном ряду частотных диапазонов.

ФАКТОРЫ НЕОДНОРОДНОСТИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ ЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ

Кудря А. В., Соколовская Э. А., Пономарёва М. В., Салихов Т. Ш.

*Московский государственный институт стали и сплавов
(Технологический Университет), г. Москва, РФ,
AVKudrya@misis.ru*

Для потребителя качество листа – это его конечные технологические и эксплуатационные свойства. Они задаются структурой – через марочный состав стали. Но и достижимость такой структуры, и сопутствующие осложнения определяются металлургическим качеством. К ним относятся разномасштабная неоднородность состава (а отсюда – структуры и свойств), наличие технологически неизбежных малых примесей и неметаллических включений. Состав последних, их размеры, форма и неравномерность размещения во многих случаях являются одной из причин неоднородности пластичности и вязкости.

Разброс качества стали – следствие неблагоприятных сочетаний неизбежных колебаний состава стали (в пределах марки) и параметров технологии (в пределах поля допусков). Отсюда, перспективна ретроспективная обработка больших массивов данных производственного контроля в сочетании с анализом механизмов разрушения разнообразных структур, исходя из измеряемой статистики их геометрии.

В работе оценена информативность заводских архивов данных (неполных по объему) для выявления структурных и металлургических факторов, лимитирующих разброс пластичности и вязкости металла, в сопоставлении с результатами прямого наблюдения неоднородности и разрушения (по измерению строения изломов) на примере горячекатаного листа из сталей 16Г2АФ и 12Г2СБ (после нормализации и закалки с высоким отпускком, соответственно).

Ретроспективный анализ баз данных позволил выявить ограничения классических статистических алгоритмов (корреляционный анализ, многопараметрический регрессионный анализ, контрольные карты). Возможности когнитивной графики – обнаружить существенные, часто неочевидные, связи, в частности, совместное влияние марганца и серы на разброс пластичности и вязкости – косвенный признак вклада сульфидов в разрушение.

На дне макрохрупкого квадрата изломов ударных поперечных образцов обнаружены канавки (бороздки), вытянутые вдоль направления прокатки. На их дне наблюдались вырожденные ямки, в которых видны включения игловидной формы (поперечником ~ 2 мкм, длиной 10–20 мкм), также ориентированные вдоль направления прокатки. Лазерная профилометрия дала величину шага бороздок (30–40 мкм) и их форму в поперечном сечении – парабола с площадкой в основании (поперечником 7–11 мкм). В микроструктуре стали – явно выраженная полосчатость, у полос феррита и перлита ширина 10–15 и 7–11 мкм, соответственно. Сопоставление протравленного шлифа (после распила излома перпендикулярно плоскости прокатки) и поверхности разрушения показало, что ко дну канавок прилегают более хрупкие полосы перлита.

Отсюда вытекает следующий сценарий развития событий. Оттеснение серы в межосья дало после прокатки нитки сульфидов. В местах соприкосновения с ними слой обогащен марганцем, и туда втягивается углерод. Поэтому после охлаждения здесь наблюдается полоса перлита; включения совместно с прилегающими полосками перлита и дали вследствие деформации и разрушения шиферообразный характер поверхности разрушения и снижение вязкости стали в 1,5 раза.

АЛЮМИНИЕВЫЕ И МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ С ОКСИДНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Ракоч А. Г., Хохлов В. В.

*Московский Государственный институт Стали и Сплавов
(Технологический университет), Москва, Россия
rakoch@mail.ru*

Алюминиевые и магниевые сплавы, обладающие рядом высоких физико-механических свойств, в частности, высокой удельной прочностью, находят все более широкое применение в машиностроении после нанесения на их поверхность защитных декоративных покрытий.

Одним из наиболее перспективных методов нанесения оксидных покрытий на изделия из алюминиевых и магниевых сплавов является метод микродугового оксидирования (МДО). В частности, в Англии фирмой “KERONITE” начато производство кузовов и дверей автомобилей из магниевых сплавов с оксидными покрытиями, которые наносят методом МДО.

Основные преимущества метода МДО перед другими способами нанесения покрытий:

- 1) не требуется тщательной предварительной подготовки поверхности изделий (травление, обезжиривание, промывка), что автоматически приводит к уменьшению производственной площади, дешевизне нанесения оксидных покрытий, высокой экологической чистоте этого процесса, легкости его автоматизации;
- 2) лучшие защитные свойства оксидных покрытий: высокая износостойкость, высокие защитные свойства от коррозии алюминиевых и магниевых сплавов, низкая пористость внутренних слоев, высокая адгезия к металлической подложке, высокая пористость внешнего слоя, вследствие чего он является прекрасным грунтом для лакокрасочных и других органических наполнителей. Твердость оксидных покрытий на алюминиевых сплавах, полученных методом МДО, близка к теоретической твердости корунда.

Основными недостатками процесса МДО являлись:

- 1) высокая энергоемкость процесса, что приводило не только к высоким энергозатратам, но и требовала создания мощного источника питания, для нанесения оксидных покрытий на крупногабаритные изделия из алюминиевых сплавов;
- 2) нанесение неравномерных по толщине и существенно отличающихся по функциональным свойствам оксидных покрытий на изделия сложной геометрической формы на различных участках их поверхности, например, диски автомобильных колес.

После обширных научно-исследовательских работ были разработаны модельные представления о механизме МДО этих сплавов. Основные положения:

- 1) возникновение перемещающихся микроплазменных разрядов происходит на тех участках поверхности электрода, где достаточно велика плотность тока;
- 2) рост покрытия происходит, в основном, как вследствие интенсивного экзотермического окисления металлического материала на некотором расстоянии от дна каналов разряда, так и из-за втягивания в них составляющих электролита, прошедших плазмохимическое и последующее термохимическое преобразование.

Знание этих положений позволило разработать принципиально новую технологию МДО, не имеющую выше указанных недостатков.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ВЫЯВЛЕНИЕ ПОЛОСТИ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Ясников И. С., Викарчук А. А., Довженко О. А., Тюрков М. Н.

Тольяттинский государственный университет, Россия,
yasn@infopac.ru

Формирование полостей в пентагональных микрокристаллах, имеющих одну (нитевидные микрокристаллы) или шесть (икосаэдраны) осей симметрии пятого порядка, впервые было теоретически предсказано исходя из дисклинационных представлений в работе [1]. Теоретическое обоснование и экспериментальное наблюдение возникновения полости в нитевидных пентагональных микрокристаллах, имеющих одну ось симметрии пятого порядка и выросших до определённых размеров в процессе электрокристаллизации меди было описано в работе [2]. Вопрос о возможности существования полостей в пентагональных малых частицах и микрокристаллах электролитического происхождения и имеющих шесть осей симметрии пятого порядка остаётся дискуссионным, поскольку выявление полости в таких объектах требует введения новой экспериментальной методики. Целью настоящей работы являлось экспериментальное подтверждение возможности существования полостей в таких частицах.

Теоретические основы методики проведения эксперимента базируются на теории дисклинаций [3], методами которой было найдено давление $P_{ISP}(\xi)$ на внутреннюю поверхность полый икосаэдрической малой частицы (ИМЧ), обусловленное полями упругих напряжений, связанными с дефектом дисклинационного типа, и предельное значение этого давления $P_{MAX}(\xi)$, которое ещё не приводит к разрушению ИМЧ. Причём рассматривалась их функциональная зависимость от параметра полости $\xi = R_0/R_1$, в котором R_0 – радиус полости в ИМЧ, R_1 – внешний радиус ИМЧ.

Найденные зависимости $P_{ISP}(\xi)$ и $P_{MAX}(\xi)$ для электроосаждённой меди приведены на рис.1, из которых следует, что графики $P_{ISP}(\xi)$ и $P_{MAX}(\xi)$ пересекаются в некоторой точке с абсциссой $\xi = \xi_C$, причём при $\xi > \xi_C$ имеет место строгое неравенство $P_{ISP}(\xi) > P_{MAX}(\xi)$. Таким образом, если увеличивать значение параметра ξ (что фактически означает эффективное уменьшение толщины стенки полый икосаэдрической малой частицы), то при некотором значении $\xi = \xi_C$ произойдёт «мгновенное» разрушение её оболочки (рис. 1 а).

Для подтверждения этой идеи и исследования внутренней структуры малых частиц меди был выбран этап формирования островка перед началом огранки. Морфология полученного осадка исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP. Для выявления структурных особенностей, связанных с дефектами дисклинационного типа, полученный осадок в виде островков роста на подложке в течение 30...60 сек подвергался химическому травлению. При наличии полости в малых частицах меди данная процедура могла привести к утонению оболочки и выполнению условия $P_{ISP} \geq P_{MAX}$, что немедленно привело бы к разрушению полый икосаэдрической малой частицы. Действительно, при исследовании морфологии электролитического осадка после химического травления были выявлены многочисленные «взрывообразные» вскрытия оболочек малых частиц (рис. 1 б, в), причём очагами разрушения, по нашему мнению, являлись места пересечения двойниковых границ и выходов дисклинаций на поверхность малых частиц, т.е. места максимальной концентрации внутрен-

них упругих напряжений. Кроме того, было отчётливо визуализировано наличие полостей в малых частицах, что однозначно свидетельствует о присутствии в них дефектов дисклинационного типа.

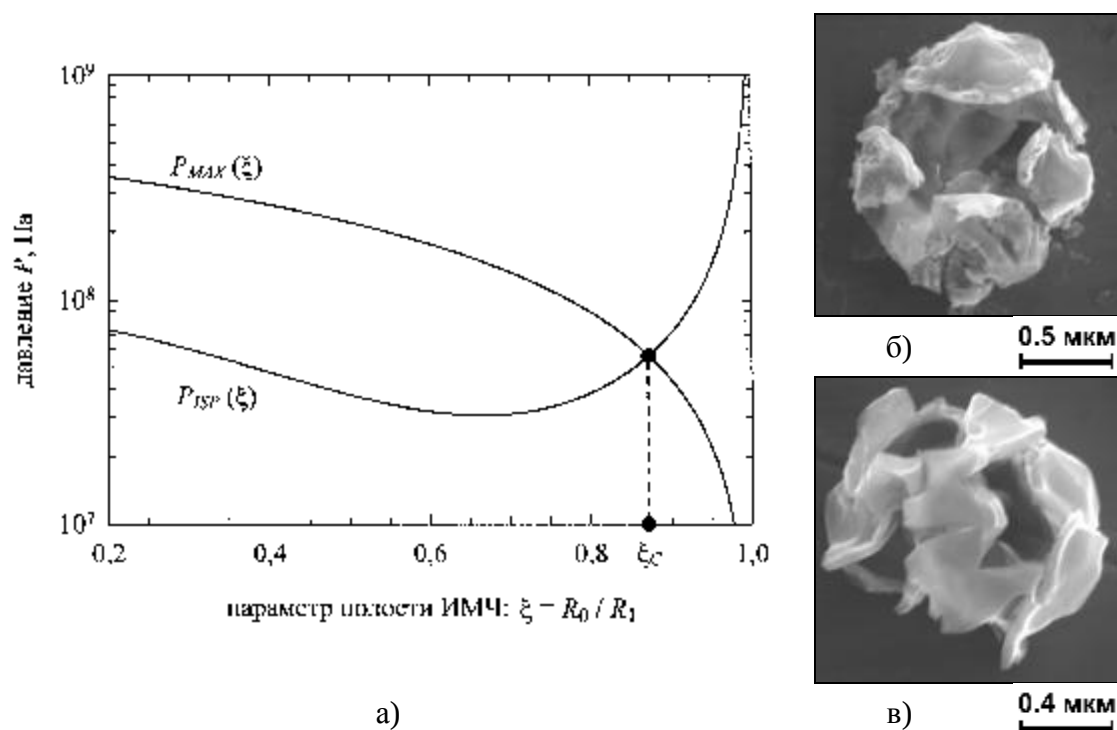


Рис. 1. Графики зависимостей $P_{ISP}(\xi)$ и $P_{MAX}(\xi)$ для электроосаждённой меди (а) и морфология разрушенной поверхности малых частиц меди после утонения оболочки в результате химического травления (б, в).

Таким образом, проведённые исследования позволяют утверждать, что в центре икосаэдрических малых медных частиц электролитического происхождения находится дисклинация, причём её наличие способствует образованию внутренней полости в малых частицах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект N 05-02-96508)

1. A. E. Romanov, I. A. Polonsky, V. G. Gryaznov, S. A. Nepijko, T. Junghanns, N. J. Vitrykhovski Voids and channels in pentagonal crystals // Journal of Crystal Growth. – 1993. – Vol. 129, Iss. 3-4. – P. 691 – 698.
2. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Термодинамика образования полости в пентагональных кристаллах в процессе электроосаждения меди // Известия РАН. Серия физическая. – 2005. – Том 69, № 9. – С. 1378 – 1382.
3. Владимиров В. И., Романов А. Е. Дисклинации в кристаллах // Ленинград: Наука, 1986. – 224 с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ ПОЛОСТИ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НИТЕВИДНЫХ МИКРОКРИСТАЛЛАХ В ПРОЦЕССЕ ИХ РОСТА ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Довженко О. А., Викарчук А. А., Ясников И. С.

Тольяттинский Государственный Университет, Россия
yasn@infopac.ru

Проведённые нами в последнее время эксперименты показывают, что варьируя условия электроосаждения и тип подложки, удаётся получить пентагональные кристаллы меди с поперечными размерами от 1 до 300 мкм и разным габитусом [1]. Среди многообразия полученных пентагональных кристаллов в настоящее время особый интерес представляют полые пентагональные кристаллы (рис. 1 а). Кристаллы в виде пентагональных трубок, имеющих на 1 г веса площадь более 300 м², могут использоваться в качестве электродов при производстве микроаккумуляторов и конденсаторов; при создании фильтров, например, для очистки крови; изготовлении сосудов для хранения сжиженных газов; для создания микрочипов и электронной аппаратуры, а также для создания новых композиционных материалов.

Формирование полости в пентагональных кристаллах впервые было теоретически предсказано в работе [2] и описано с позиции теории дисклинаций в работе [3]. Однако экспериментальных данных, подтверждающих идею, было недостаточно; отсутствовали сведения об особенностях образования полости в пентагональных кристаллах электролитического происхождения. Исследование таких кристаллов и стало целью настоящей работы.

Поскольку растущий в процессе электроосаждения кристалл, является открытой системой, то формирование полости в пентагональном нитевидном микрокристалле логично рассматривать с позиций неравновесной термодинамики, и трактовать её как один из способов релаксации упругой энергии, связанной с дефектом дисклинационного типа. Проведённые нами исследования позволили сделать следующие выводы:

- Существует некий критический размер кристалла в радиальном направлении R_{1min} , ниже которого образование полости в пентагональном кристалле термодинамически невыгодно, поэтому в экспериментах при $R_1 < R_{1min}$ наблюдаются пентагональные кристаллы без полости внутри. При $R_1 > R_{1min}$ для сохранения стационарного состояния в процессе роста пентагонального кристалла термодинамически выгодно образование в них полости радиуса R_0 . График зависимости $R_0(R_1)$ представлен на рис. 1 б (кривая № 1).

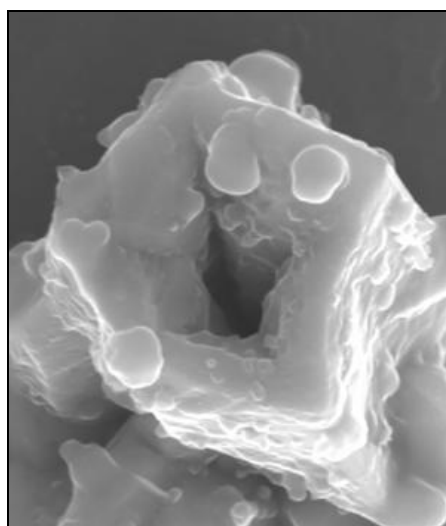
- Графики функций $R_{0m}(R_{1m})$ (рис. 1 б, кривая № 2) и $R_{0r}(R_{1r})$ (рис. 1 б, кривая № 3), соответствующие границе энергетически выгодного преобразования полого пентагонального кристалла в монокристалл, как без учёта, так и с учётом релаксации упругих напряжений, связанных с дефектом дисклинационного типа, соответственно, разбивают функциональную зависимость $R_0(R_1)$ на несколько дуг (см. рис. 1 б).

- На дуге ОА возможен рост пентагонального кристалла с полостью внутри, однако значение размера полости R_0 для такого роста неустойчиво по отношению к флуктуациям, и такие полости могут закрываться в процессе роста.

- На дуге ОВ возможен рост пентагонального кристалла с полостью внутри, значение размера R_0 которой устойчиво (по Ляпунову) по отношению к флуктуациям и фиксировано в процессе роста кристалла.

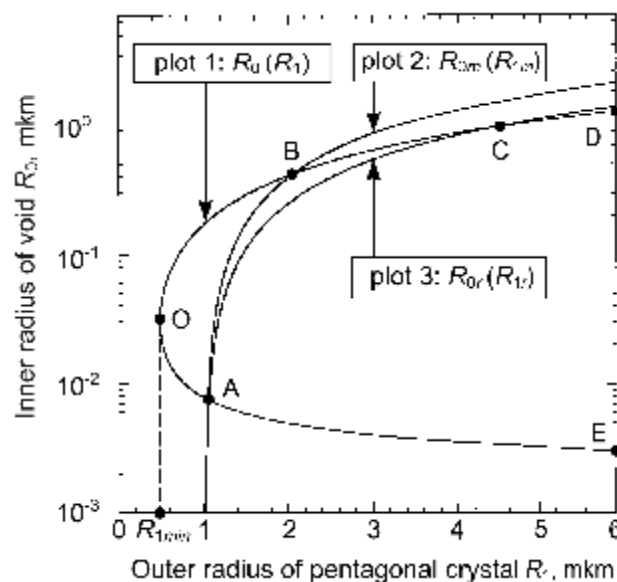
- На дуге ВС устойчивый рост полого пентагонального кристалла невозможен из энергетических соображений, однако выявленный канал релаксации упругих напряжений, связанных с дефектом дисклинационного типа, сохраняет устойчивый рост кристалла вплоть до точки С. Именно на стадии роста, отвечающей дуге ВС, происходит образование перемычек, которые расположены перпендикулярно граням внутренней пентагональной полости, и, таким образом, сохраняют пентагональную симметрию в ПК в процессе его роста.

- На дугах АЕ и CD графика зависимости $R_0(R_1)$ любые термодинамические флуктуации управляющих параметров ведут к энергетически выгодному преобразованию полого ПК в монокристалл.



а)

5 μm



б)

Рис. 1. Электронномикроскопическое изображение пентагонального микрокристалла с полостью внутри (а) и диаграмма эволюции и формоизменения полости в пентагональном микрокристалле (б)

Таким образом, в рамках проведённых исследований показано, что появление полости в пентагональном кристалле, его рост, образование перемычек, расположенных перпендикулярно граням внутренней полости, и дальнейшее преобразование полого нитевидного пентагонального кристалла в монокристалл, можно трактовать как эволюцию внутренней структуры кристалла, которая самоорганизуется таким образом, чтобы сохранить стационарное состояние в процессе роста кристалла.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508).

1. Викарчук А. А., Воленко А. П., Ясников И. С. Формы роста пентагональных кристаллов, образующихся при электроосаждении меди, и особенности их внутреннего строения // Сборник трудов XLIII Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». – Витебск, 2004. – Т. 1. – С. 258 – 264.
2. Владимиров В. И., Романов А. Е. Дисклинации в кристаллах. - Л.: Наука, 1986.
3. E. Romanov, I. A. Polonsky, V. G. Gryaznov, S. A. Nepijko, T. Junghanns and N. I. Vitrykhovsky Voids and channels in pentagonal crystals // Journal of Crystal Growth – 1993. – V. 129. – P.691 – 698.

РАСЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦАХ В ПРОЦЕССЕ ИСПЫТАНИЙ НА СПЛЮЩИВАНИЕ

Овсянников С. В., Брюшко В. И*, Мерсон Д. Л.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,

** Ростехнадзор, г.Краснодар, Россия,*

D.Merson@tltsu.ru

При оценке качества труб, в том числе, их сварных соединений, одним из методов технологических испытаний является испытание кольцевых образцов на сплющивание (ГОСТ 8818-73). Указанная схема испытания оказалась удобной и для оценки текущего состояния металла труб по сигналам акустической эмиссии [1]. При этом сложность заключается в сопоставлении результатов акустико-эмиссионного контроля с напряженно-деформированным состоянием (НДС) металла в каждый текущий момент.

Целью настоящего расчета является определение НДС по периметру трубы в процессе испытания на сплющивание. В зависимости от отношения толщины стенки к диаметру рассмотрены два приближения круглого бруса: малой кривизны и большой.

В расчетах приняты четыре критериальные силы, соответствующие:

- § появлению местных напряжений, равных пределу текучести материала (сила P_{1-2}^0 – предельно допускаемая). Как показали расчеты, первые напряжения текучести появляются в верхней и нижней точке кольца (начало образования упруго пластических зон 1 – верхней, 2 – нижней);
- § образованию пластического шарнира в зонах 1 и 2 (верхняя и нижняя точка кольца), когда все продольное сечение трубы находится в состоянии текучести (сила $P_{1-2}^{\lim}$ – предельная);
- § появлению местных напряжений (сила P_{3-4}^0 – предельно допускаемая), равных пределу текучести материала, в боковых точках конструкции (в которых изгибающий момент, также как и в точках 1 и 2, принимает максимальное значение, но меньшее по абсолютной величине). P_{3-4}^0 определяется с учетом влияния появившихся в кольце упруго-пластических зон 1 и 2; при этом не исключается возможность разрушения конструкции еще до того, как в упруго пластических зонах 3 (левой) и 4 (правой) будет достигнут предел текучести;
- § образованию пластического шарнира в зонах 3 и 4 (левая и правая точки кольца), когда все сечение трубы находится в состоянии текучести (сила $P_{3-4}^{\lim}$ – предельная).

Максимальный размер упруго-пластической зоны 1 и 2 определен из условия, что в середине ее действует предельный изгибающий момент, величина которого вычислена по пластическому моменту сопротивления прямоугольного сечения; противоположные напряжения постоянны и равны по абсолютной величине пределу текучести по всей высоте сечения, а по краям зоны – впервые появляются напряжения текучести. Величины напряжений вычисляются с учетом действия двух внутренних силовых факторов (изгибающий момент, осевая сила).

Считается, что величина изгибающего момента в зоне определена двумя составляющими: упругой и пластической. Максимальные напряжения, вычисленные по упругому моменту, достигают предела текучести. Величина упругого момента возрастает от нуля (в середине зоны) до значения, определенного из условия работы кольца как упругой конструкции, на краю зоны.

Определение размера упруго-пластической зоны 3 и 4 ведется аналогичным образом, с тем только отличием, что в середине зоны величина упругого момента отлична от нуля, а составляет только часть момента, вычисленного в предположении полностью упругой конструкции.

В обеих упруго-пластических зонах определена зона упругого ядра, по краям которой распределение нормальных напряжений по высоте сечения таково, что с обеих сторон на известном расстоянии от нейтрального слоя напряжения достигают предела текучести и далее остаются постоянными до поверхности кольца.

В упруго-пластической зоне часть материала по высоте поперечного сечения находится в состоянии текучести – считается выключенной из работы. В результате, жесткость кольца (находящегося под нагрузкой, приближающейся к предельной) в области зоны уменьшается (вследствие уменьшения так называемой упругой высоты поперечного сечения h_y). Величина h_y определена по упругому моменту и нормальным напряжениям, равным пределу текучести.

Таким образом, при определении деформации конструкции, для компенсации потерь жесткости кольца в упруго-пластических зонах вводятся дополнительные внешние силовые факторы, вычисленные по величине h_y , и приложенные в точках зоны. При этом расчет деформаций кольца ведется по его исходной жесткости (неизменной заданной толщине стенки трубы).

По полученным аналитическим зависимостям проведены расчеты напряжений по периметру кольца, для различных вариантов геометрии конструкции кольца и в зависимости от диапазона нагрузки P с учетом соотношения:

$$P_{1-2}^0 < P_{3-4}^0 < P_{1-2}^{\lim} < P_{3-4}^{\lim}$$

Величина нагрузки	Поведение конструкции
$P \leq P_{1-2}^0$	Материал трубы работает только в области упругих деформаций
$P_{1-2}^0 < P \leq P_{3-4}^0$	Появление двух упруго-пластических зон 1 и 2 (в верхней и нижней точках кольца)
$P_{3-4}^0 < P \leq P_{1-2}^{\lim}$	Появление упруго-пластических зон 3 и 4 (в левой и правой точках кольца) - итого, в поперечном сечении кольца имеют место четыре упруго-пластических зоны
$P = P_{1-2}^{\lim}$	Образование в точках 1 и 2 (верхней и нижней) пластического шарнира – дальнейшее увеличение величины прикладываемой нагрузки без разрушения конструкции невозможно
$P > P_{1-2}^{\lim}$	Разрушение конструкции

В результате проведенных расчетов, получены данные по изменению распределения напряжений по периметру кольцевых сечений в зависимости от величины внешней нагрузки.

1. Мерсон Д.Л., Брюшко В.И., Разуваев А.А. Оценка деградации металла технологических трубопроводов на основе спектрального анализа сигналов акустической эмиссии кольцевых образцов на сплющивание// Прочность и разрушение материалов и конструкций. Материалы 4-й Международной конференции. Приложение №1, 2005 г. к ж. РАЕ "Современные наукоемкие технологии". Т.2. С.18-21.

ВОЗМОЖНОСТИ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ ДОСТОВЕРНЫХ МЕТОДИК ЭКСПРЕССНЫХ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Криштал М. М., Мерсон Д. Л., Чугунов А. В., Разуваев А. А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
Krishtal@tltsu.ru

Малое количество эффективных экспресс-методик для испытаний на трение и износ можно объяснить трудностью моделирования и аналитического описания процесса изнашивания, что обусловлено наличием в зоне контакта трущихся поверхностей сложных механических и физико-химических процессов. В то же время в работах ряда авторов отмечается высокая перспективность акустико-эмиссионного (АЭ) метода для исследований физических особенностей процесса трения и износа, а также оценки интенсивности износа трущихся поверхностей. Поэтому основная цель работы – разработка достоверных экспресс методик определения триботехнических характеристик материалов с помощью метода АЭ.

В качестве модельной пары трения была выбрана пара «клапан выпускной – втулка», ограничивающая долговечность работы двигателя внутреннего сгорания. Испытания проводили при трении вращения. Вращающиеся образцы в виде роликов изготавливали из различных альтернативных материалов втулок (чугун на основе Gh190, отличающийся содержанием примесей и легирующих элементов). В качестве неподвижного образца использовался прошедший ионное азотирование серийный выпускной клапан.

Испытания проводились при циклическом нагружении пары трения по трем методикам: (1) с обильной смазкой; (2) с граничной смазкой; (3) со смазкой, вырабатывающейся в процессе эксперимента. Во время испытаний постоянно фиксировалась огибающая АЭ и сила трения. По методикам 1 и 2 в момент нагружения производилась запись сигналов АЭ до завершения приработки. По третьей методике запись сигналов производилась от начала испытаний до начала схватывания.

В настоящей работе получены следующие результаты.

Установлены зависимости энергетических характеристик (энергия сигнала АЭ и огибающая сигнала АЭ) от силы трения и от интенсивности износа.

Методом кластеризации выделены три основных типа спектров сигнала АЭ, отличающихся медианной частотой.

Установлено, что при трении образцов, выполненных из чугуна с лучшими триботехническими характеристиками, в регистрируемом волновом фронте увеличивается содержание низкочастотных сигналов.

Показано, что при переходе к катастрофическим режимам трения повышается энергия сигналов АЭ за счет увеличения доли высокочастотных сигналов. В частности, это указывает на изменение в соотношениях элементарных процессов, проходящих при трении.

Таким образом, акустическая эмиссия хорошо отражает изменения текущих процессов трения и износа и позволяет идентифицировать *in situ* начало перехода к катастрофическим режимам трения. Все это говорит о перспективности применения метода акустической эмиссии с анализом энергетических и спектральных характеристик сигналов АЭ для создания экспресс-методик оценки износостойкости материалов пар трения.

СПОСОБ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИССИПАТИВНЫХ (ДЕМПФИРУЮЩИХ) СВОЙСТВ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Мерсон Д. Л., Криштал М. М., Растегаев И. А.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,

D.Merson@tltsu.ru

Одна из главных методологических проблем современного этапа развития отечественной и зарубежной химмотологии (науки, выявляющей закономерности между составом и свойствами смазочных материалов) является сложность интерпретации большинства оцениваемых свойств, соотнесение их с конкретными физико-химическими процессами. Все более важным становится не только фиксирование физико-химических превращений, но и оценивание состояния и степени изменения качества и основных эксплуатационных свойств смазочного материала в процессе испытания [1].

К достаточно информативным методам, на наш взгляд, можно отнести разработанный нами ультразвуковой (УЗ) способ исследования диссипативных свойств смазочных материалов с применением метода и аппаратуры акустической эмиссии (АЭ). Способ состоит в том, что имитация ударных нагрузок высокой частоты и малой амплитуды производится УЗ импульсами, пропускаемыми через макрослой смазочного материала. Регистрация и обработка УЗ импульсов производится комплексом регистрации и обработки сигналов АЭ. Такое сочетание позволяет использовать как традиционные для УЗ контроля параметры обработки сигналов (амплитуда, коэффициент затухания, коэффициент помехи и т.д.), так и характерные для АЭ-метода процедуры анализа сигналов АЭ (например, проводить спектральную обработку сигнала). Дополнительно для контроля изменения качества смазочного материала в процессе испытания нами введены и анализировались такие параметры как время выхода сигнала на насыщение, скорость удаления газовой фазы из смазки и др. [2, 3].

В настоящей работе нами решены вопросы, связанные с высокой зависимостью предложенного Способа от качества подготовки эксперимента (установка пьезоэлектрических преобразователей, способ закладывания смазочного материала в оснастку), а также влиянием капиллярных и кавитационных эффектов при действии УЗ на смазку.

Получены предварительные результаты, показывающие возможность связать изменения набора характеристик пропущенной через слой смазочного материала УЗ волны с нормируемыми показателями качества нефтепродуктов (пенетрация, вязкость, кислотность и т.д.).

1. Чечкенов И.В. Разработка новых методов химмотологических исследований // Труды 25 Государственного НИИ Министерства Обороны РФ по применению топлив, масел, смазок и специальных жидкостей. Выпуск 51. Москва, 1998. С. 147-151
2. Чудинов Б.А., Криштал М.М. Новые методы испытания пластичных смазок при пульсирующей нагрузке и с применением акустического воздействия // Материалы международного научно-практического симпозиума «СЛАВЯНТРИБО-5 Наземная и космическая трибология – 2000». С.-Петербург: СПбГТУ, 2000. С. 97-99.
3. Криштал М.М., Мерсон Д.Л., Растегаев И.А. Ультразвуковой способ исследования диссипативных (демпфирующих) свойств консистентных смазок на основе метода и аппаратуры акустической эмиссии // Сборник трудов Всероссийской научно-технической конференции «Современные тенденции развития автомобилестроения в России». Тольятти: ТГУ, 2004. Т. 4. С. 128-131

НАСЛЕДСТВЕННАЯ ХИМИЧЕСКАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ В ПОКРЫТИЯХ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ (МДО) ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Криштал М. М., Рюмкин М. О.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
Krishtal@tltsu.ru

Проведены исследования МДО-покрытий на заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавах. Методом сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа с построением карт распределения химических элементов в плоскости поперечного к поверхности покрытия шлифа выявлен характер распределения кремния в материале покрытия и связь этой неоднородности с распределением кремния в поверхностном слое оксидируемого алюминиево-кремниевых сплава в исходном состоянии. Обнаружено четкое соответствие распределений кремния в МДО-покрытиях и в оксидируемых заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавах. Установлена принципиальная возможность получения методом микродугового оксидирования покрытий с управляемым распределением высококремнистой фазы, включения которой разделены различными фазами оксида алюминия, повторяя распределение первичного кремния в алюминиевой α -фазе заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавов. Возможность наследования неоднородности химического состава исходного материала слоем, формируемым при МДО, обусловлена локальностью возникающих при этом процессе электрических микродуг, характерный размер которых сопоставим с размером частиц первичного кремния. В целом, проведенные исследования подтвердили гипотезу о химической неоднородности распределения кремния в МДО-покрытиях на заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавах, которая наследуется от исходной структуры. Эти результаты получены впервые и могут быть использованы для разработки нового класса МДО-покрытий с крупными включениями высококремнистой фазы.

Достаточно высокая износостойкость поверхности заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавов после МДО обуславливается сочетанием крупных включений износостойкой высококремнистой фазы, имеющей исходную химическую связь с алюминиевой матрицей, и заполняющими промежутки между такими включениями износостойкими фазами оксида алюминия, приобретающими химическую связь с алюминиевой матрицей в процессе МДО. Такие МДО-покрытия, получаемые на алюминиево-кремниевых сплавах заэвтектического состава, могут представлять наибольший интерес для ответственных изделий машиностроения, получаемых литьем (таких как поршни, блоки цилиндров, головки блоков цилиндров), а также товаров народного потребления (например, алюминиевая посуда).

Основные конструктивные, технологические и технико-эксплуатационные характеристики МДО-покрытий с крупными частицами высококремнистой фазы, получаемых методом МДО на алюминиево-кремниевых сплавах заэвтектического состава, обусловлены высокой износостойкостью частиц первичного кремния в составе оксидируемого сплава, что делает возможным вести МДО-процесс до момента заполнения оксидами алюминия промежутков между частицами первичного кремния, значительно сокращая длительность МДО-процесса. То есть эффективность использования таких покрытий обусловлена снижением времени оксидирования по сравнению с алюминиевыми сплавами с низким содержанием кремния.

ПУТИ ОПТИМИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПАР ТРЕНИЯ

Лазутова Е. Б., Криштал М. М.

ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти,
Тольяттинский государственный университет,
Krishtal@tltsu.ru

Оптимизацию свойств материала с учетом его взаимодействия с контртелом необходимо проводить по двум направлениям:

- обеспечение стабильности объемных свойств материалов в заданных эксплуатационных условиях;
- обеспечение заданных триботехнических свойств материала с учетом конкретных эксплуатационных свойств и материала контртела.

В связи с этим целью работы стало: повышение ресурса пар трения, работающих в тяжелых эксплуатационных условиях, на основе оптимизации структуры материалов пар трения с учетом стабильности объемных и триботехнических свойств на примере гетерогенных материалов узла амортизатора «металлофторопластовая лента (МФЛ) – шток стойки телескопической» и пары «поршень – кольцо верхнее поршневое». Основное внимание уделялось гетерогенным материалам пар трения: искусственному композиционному материалу (МФЛ) и естественному композиту – алюминиево-кремниевым поршневым сплавам.

Проводились лабораторные испытания на трение и износ двух пар; металлографические исследования материалов пар трения (исследовались свойства микроструктуры, микротвердость); механические испытания; определения твердости материалов; стендовые испытания опытных вариантов пар трения в узлах; технологические испытания (исследование материала при отливке поршней, возможности поставщиков при формировании МФЛ).

В первой части работы исследовали металлофторопластовую ленту различных поставщиков и различного состава наполнителя фторопластового слоя. В результате проведенных исследований были выявлены закономерности влияния структуры бронзового слоя МФЛ на износ и нагрузочную способность МФЛ, что позволяет оптимизировать свойства ленты путем предварительной подготовки структуры. В качестве основных факторов, влияющих на износостойкость металлофторопластовой ленты, определены коэффициент сцепления бронзового порошка с основой и пористость бронзового слоя.

Во второй части проводилась работа по подбору материала для поршней двигателей ВАЗ с учетом их износостойкости в сопряжении «верхнее компрессионное кольцо – поршень». Исследовали эвтектические (11...13% Si) алюминиево-кремниевые сплавы. Проводили легирование базового сплава медью и никелем. Дополнительно исследовали влияние модификаторов, различных добавок. Наилучшее сочетание износостойкости и стоимости материала показал сплав на основе АК10М2Н с добавлением 1,5 % кремния.

Показано, что повышение ресурса пар трения возможно только с учетом стабильности объемных и трибологических свойств материалов при заданных эксплуатационных условиях.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ

Мерсон Д. Л., Брюшко В. И*.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,

** Ростехнадзор, г. Краснодар, Россия,*

D.Merson@tltsu.ru

При диагностировании потенциально опасного оборудования одной из наиболее трудных задач является осуществление диагностики текущего состояния технологических трубопроводов, условия эксплуатации которых, как правило, тяжелые. В работе [1] показана перспективность использования для решения этой проблемы метода акустической эмиссии (АЭ).

В указанной работе в качестве объектов исследования были выбраны образцы трубных сталей (сталь 20 и 15Х5М), вырезанные из технологических трубопроводов Новокуйбышевского НПЗ. Каждая сталь находилась в трех состояниях: исходном (без эксплуатации), после длительной эксплуатации и в аварийном (образцы, вырезанные из аварийных участков). Кольцевые образцы в одном случае – без надрезов и в другом – с надрезами (для провоцирования процесса трещинообразования) подвергали испытанию на сплющивание. Было установлено, что в процессе испытания большинство сигналов АЭ можно отнести к трем группам: группе I-го типа – сигналы которой связаны с пластической деформацией; II-го типа – связанной с микроразрушениями, развивающимися в относительно вязкой матрице; III-го типа – связанной с процессами разрушения металла в охрупченном состоянии.

В настоящей работе предпринята попытка заменить разрушающие схемы испытания образцов (растяжение и сплющивание) на более технологичную схему индентирования. Испытания образцов тех же материалов, что и в [1], проводили путем вдавливания индентора с постоянной скоростью: 0,2 мм/мин. Всего было использовано два типа инденторов: стальной шарик – для моделирования процессов пластической деформации и алмазный конус – для моделирования процессов трещинообразования. В процессе индентирования параллельно регистрировали нагрузку на индентор и энергетические и спектральные характеристики АЭ. Сигналы АЭ воспринимали широкополосным пьезодатчиком в диапазоне частот 60...1000 кГц, с которого электрические сигналы после предварительного усиления в 1000 раз поступали параллельно в прибор АВН-3 для измерения мощности АЭ и в быстрое 12-разрядное АЦП для оцифровки. Частота дискретизации быстрого АЦП составляла 6,25 МГц. После оцифровки для всех зарегистрированных сигналов вычисляли спектральную плотность. Далее по оригинальной методике сигналы АЭ разбивали на группы, исходя из принципа подобия кривых спектральной плотности.

Согласно настоящему исследованию, результаты испытания на индентирование стальным шариком полностью сопоставимы с результатами испытания на сплющивание кольцевых образцов без надреза, а алмазным конусом – кольцевых образцов с надрезом.

1. Мерсон Д.Л., Брюшко В.И., Разуваев А.А. Оценка деградации металла технологических трубопроводов на основе спектрального анализа сигналов акустической эмиссии кольцевых образцов на сплющивание// Прочность и разрушение материалов и конструкций. Материалы 4-й Международной конференции. Приложение №1, 2005 г. к ж. РАЕ "Современные наукоемкие технологии". Т.2. С.18-21.

ИССЛЕДОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 35Г2 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА

Мерсон Д. Л., Черняева Е. В.* , Мещеряков Д. Е.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия

**Санкт Петербургский государственный университет, г.С-т Петербург, Россия*

D.Merson@tltsu.ru

Наиболее простой и технологичной схемой испытания материалов является индентирование, которое, по существу, является микроразрушающим методом контроля и, в принципе, позволяет определять физико-механические характеристики материалов без вырезки образцов из изделия. Измерение параметров акустической эмиссии (АЭ) параллельно с индентированием позволяет существенно расширить информацию о текущем состоянии материала. В настоящей работе предпринята попытка выяснить, насколько результаты измерения параметров АЭ при индентировании сопоставимы с соответствующими результатами при одноосном растяжении.

Данное исследование является продолжением работы [1], в которой были найдены корреляции между механическими и акустико-эмиссионными характеристиками по результатам одноосного растяжения образцов стали 35Г2 в зависимости от режимов термообработки. Согласно указанной работе, акустическая эмиссия чрезвычайно чувствительна к эффекту необратимой отпускной хрупкости, природа которого до настоящего времени окончательно не ясна.

Плоские образцы подвергали закалке от температуры 850 °С в воду и отпуску в течение 1 часа при температурах 200, 300, 350 и 400 °С. Испытания образцов проводили путем вдавливания индентора (алмазный конус) с постоянной скоростью: 0,2 мм/мин. В процессе индентирования параллельно регистрировали нагрузку на индентор и энергетические и спектральные характеристики АЭ. Сигналы АЭ воспринимали широкополосным пьезодатчиком (диапазон частот 60...1000 кГц), с которого электрические сигналы после предварительного усиления в 1000 раз поступали параллельно в прибор АВН-3 для измерения мощности АЭ и в быстрое 12-разрядное АЦП для оцифровки. Частота дискретизации быстрого АЦП составляла 6,25 МГц. После оцифровки для всех зарегистрированных сигналов вычисляли спектральную плотность. Далее по оригинальной методике сигналы АЭ разбивали на группы, исходя из принципа подобия кривых спектральной плотности.

Установлено, что при индентировании, как и при одноосном растяжении [1], максимальная активность АЭ наблюдается при температурах отпуска 300–350 °С. Кроме того, в зависимости от температуры отпуска существенно изменяется спектральный состав зарегистрированных сигналов АЭ: для температур 200 и 400 °С, по сравнению с температурами 300 и 350 °С, число зарегистрированных групп сигналов АЭ почти в два раза меньше, а в количественном отношении распределение сигналов по группам практически равномерное. Для температур отпуска 300 и 350 °С, несмотря на разнообразие форм спектральной плотности, большинство сигналов имеет одинаковый спектральный состав.

1. Мерсон Д.Л., Черняева Е.В. Спектральные характеристики акустической эмиссии и механические свойства трубной стали в зависимости от температуры отпуска//Деформация и разрушение. 2005, №5. С.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Моляров В. Г., Аунг Чжо Мин, Фыонг Н. С.

*Московский Государственный институт Стали и Сплавов
(Технологический университет), Москва, Россия*

Структура и механические свойства металлопроката зависят от многих технологических и физико-химических параметров, учесть которые не способна ни одна регрессионная модель. Разумный способ решения проблемы прогнозирования качества (параметров структуры и механических свойств) металлопродукции – разбиение процесса ее металлургического передела на отдельные независимые этапы (гомогенизационный отжиг слитка, многократная горячая деформация стали, водовоздушное охлаждение проката) и аналитический поиск показателей с помощью физических моделей структурообразования стали.

В работе исследованы закономерности измельчения структуры при охлаждении малоуглеродистых сталей 08Ю и 01ЮТБ, выплавленных конвертерным способом и прокатанных на НШС 2000 в полосы толщиной 4 мм. Вырезанные из них образцы размером 20x20 мм после аустенитизации при различных температурах: 900, 950, 1000, 1050, 1100 и 1150°C охлаждали с различными скоростями (w): 0,4; 5; 10; 30 и 200 К/с. Зеренную структуру аустенита выявили травлением шлифов в кипящем водном растворе пикриновой кислоты с добавкой ПАВ, а феррита – в слабом растворе азотной кислоты в спирте. Структуры измерили методом секущих на анализаторе изображений Eriquant. По гистограммам хорд рассчитали средние размеры зерен D_γ , d_α и коэффициенты преобразования $k = D_\gamma/d_\alpha$.

Установлено, что коэффициент измельчения непосредственно зависит от скорости охлаждения и исходного зерна аустенита, причем в логарифмических координатах эта зависимость линейная. Аппроксимацией экспериментальных данных для каждой стали были найдены уравнения $k = f(w)$ и $k = f(D_\gamma, w)$. Оказалось, что преобразование зеренной структуры при γ - α превращении в диапазоне скоростей охлаждения стали от 1 до 30 К/с подчиняется соотношению: $k = A \cdot D_\gamma^n \cdot w^m$, в котором коэффициент m значимо не отличается от величины 1/3. Коэффициент A отражает химический состав или марку стали. Его значение для стали 08Ю в 4 раза больше, чем для стали 01ЮТБ, и составляет 0,08, что свидетельствует о существенной разнице в размере действительного зерна этих сталей (IF сталь более крупнозернистая, чем традиционная автолистовая). Показатель n значимо не отличается от величины 2/3. Такой же коэффициент был получен ранее в соотношении, описывающем измельчение зерна аустенита в результате первичной рекристаллизации стали после горячей пластической деформации ε [1]: $k = B \cdot D_\gamma^{2/3} \cdot \varepsilon^{2/3}$. Совпадение значений этих коэффициентов (показателей степени при параметре D_γ) в обоих уравнениях служит веским доказательством того, что зарождение новых зерен, как при первичной рекристаллизации аустенита, так и при γ - α диффузионном превращении стали происходит преимущественно по границам исходного зерна. Удельная поверхность его границ однозначно определяет степень измельчения (k) и дисперсность конечной зеренной структуры (d_α).

Совместное использование полученных уравнений и диаграмм структурных превращений [2] позволяет быстро и точно прогнозировать качество проката.

1. Моляров В.Г. Геометрическая модель измельчения зеренной структуры в результате рекристаллизации горячекатаной стали. МиТОМ. 2005. № 9. С. 17-20.
2. Лизунов В.И., Шкатов В.В., Моляров В.Г., Канев В.П. Управление по структуре качеством стали при горячей прокатке. МиТОМ. 1999. № 4. С. 52-56.

ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ЗАДАННЫМИ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ

Власенкова Е. Ю, Викарчук А. А.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,
v_jenya@mail.ru

В последние годы проявляется повышенный интерес к получению и исследованию кристаллов с пятерной симметрией, которая запрещена законами классической кристаллографией, но наблюдается при различных видах кристаллизации металлов. Метод электроосаждения в ряде случаев позволяет управлять техническими параметрами и получать металлические материалы в виде покрытий и порошков из пентагональных частиц и кристаллов.

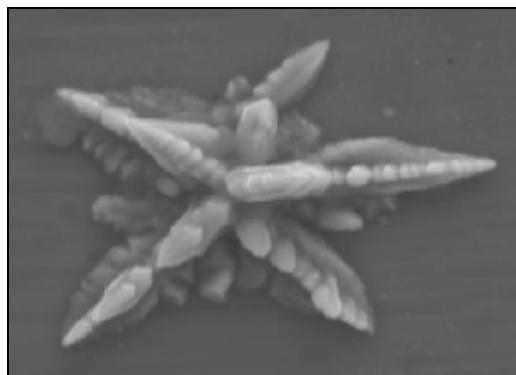
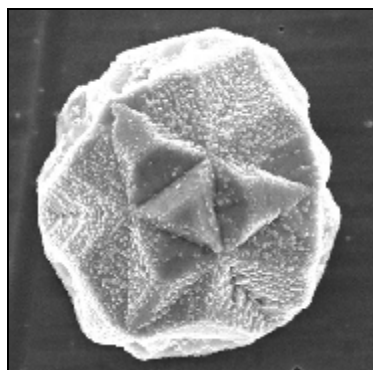
В работе излагается методика получения новых металлических материалов на основе меди методом электроосаждения из водного раствора. В данной работе использовался сернокислый электролит меднения и подложка из индифферентного материала с низкой теплопроводностью.

Варьируя плотность тока и тип подложки, удалось вырастить пентагональные кристаллы меди как с двумерных зародышей, так и с трехмерных кластеров, имеющих поперечные размеры от 10 до 100 мкм и разным габитусом. При исследовании полученных объектов было выделено восемь видов пентагональных кристаллов, различающихся между собой внешней формой, размерами и внутренним строением, причем каждый из видов образуется в строго определенных электрохимических условиях и на подложках определенного типа.

Электроосаждение производилось в гальваностатическом и потенциостатическом режиме. Для управления технологическими параметрами и режимами электроосаждения и получения разных видов кристаллов использовалась специальная автоматизированная установка и программное обеспечение. Установка разработана на базе высококачественного операционного усилителя с управлением от встроенного микропроцессора с выходом на персональный компьютер. Усилитель позволяет обеспечить время переходного процесса установления потенциала не более 1 мкс. Позволяет работать в потенциостатическом, гальваностатическом и импульсном режимах.

Морфология отдельных кристаллов, покрытий и пленок исследовалась с помощью металлографического микроскопа МИМ-7 и сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP.

Нами исследованы условия получения, подобраны оптимальные технологические режимы и получены в лабораторных условиях пентагональные нано- и микро частицы и кристаллы, в том числе, нитевидные с размерами от 10 нм до 100 мкм.



МЕТОДЫ ДОСТИЖЕНИЯ ОПТИМАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ В ЧУГУНЕ ТЕРМОСТОЙКИХ ОТЛИВОК

Лубяной Д. А.

ОАО "ЗСМК" г. Новокузнецк, Россия

lubyanoi_da@zsmk.ru

В Кемеровской области^{*)} в последние 20 лет проводятся комплексные работы по оптимизации эксплуатационных показателей и микроструктуры термостойких отливок. Данные исследования базируются на данных, впервые полученных в работах Богачева И.Н., установившего значительное влияние подготовки жидкого расплава на формирование структуры чугуна в твердом состоянии. Вследствие этого и с учетом современных данных изучение способов воздействия на расплав производилось по следующей схеме:

1. Изучение влияния на структуру и свойства чугуна после кристаллизации термовременной обработки расплава (ТВО) в жидком состоянии, включающей в себя нагрев расплава до определенной температуры и изотермическую выдержку расплава.
2. Изучение влияния на микроструктуру и свойства чугуна внепечной обработки через погружаемую сверху фурму потоком аргона, совмещенной с обработкой расплава спектром частот от ультразвукового до инфразвукового диапазона^{**)}.
3. Изучение влияния микропримесей в чугуне на микроструктуру и свойства отливок и оптимизация легирования чугуна с целью получения отливок с благоприятной микроструктурой.

В ЦЗЛ ОАО ЗСМК с использованием методик, изложенных в работах [4,1] была создана установка для определения критических точек превращений в чугунах. Установка представляет собой высокотемпературный микроскоп. Методика определения поверхностного натяжения чугуна представлена в работе [1].

Анализ данных показал, что в области температур 1500–1530° С в жидком расплаве происходят превращения, значительно влияющие на поверхностное натяжение чугуна. [1, 4]. На наш взгляд, это вызвано растворением графитоподобных и карбидоподобных комплексов в жидкой фазе. Данные предположения подкрепляются и металлографическим анализом. Обширные металлографические исследования, проведенные на чугуне для отливки поддонов сквозных изложниц и крышек промежуточных ковшей МНЛЗ [1, 4] показали, что только при нагреве до температуры 1500 °С происходит растворение графитоподобных комплексов. При сопоставлении поведения углерода при разных температурах нагрева расплава чугуна и его механических свойств чугуна в твердом состоянии обнаруживается повышение прочности при перегреве расплава до температур 1500–1520 °С.

1. Эффективность современных способов повышения качества изделий из чугуна и развитие металлургических и машиностроительных предприятий в условиях конкуренции/ Д.А. Лубяной, Б.А.Кустов, Н.И. Новиков и др.; Под ред. Лубяного Д.А. и Новикова Н.И.– Новосибирск: Изд-во ИЭОПП СО РАН, 2004.–131 с.
2. Лубяной Д.А. Результаты внедрения термовременной обработки на предприятиях Кузбасса // Литейщик России, 2004. – №7 – С.22-23.
3. Богачев И.Н. Металлография чугуна.– Свердловск, 1962.– с.392
4. Цепелев В.С., Селянин И.Ф., Лубяной Д.А. и др. Термовременная обработка расплава чугуна. // Сталь, 1995 – №5 – С.42–45.

^{*)} Данная работа проводилась при содействии ИУС в рамках программы РОЛЛ-2000

^{**)} Исследования выполнены с инженерами Коллеровой Т.Н., Требинской В.В.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ

Гаврилюк В. Г.

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова, Киев, Украина
gavr@imp.kiev.ua

Рассмотрены физические принципы конструирования азотистых сталей как нового перспективного класса конструкционных и инструментальных материалов. Представлены результаты исследований электронной структуры, ближнего атомного порядка, энергии дефектов упаковки, распределения дислокаций и их взаимодействия с примесными атомами, фазовых превращений и распада пересыщенных твёрдых растворов в сочетании с анализом механизмов упрочнения стали азотом, механических и коррозионных свойств.

Теоретически и экспериментально показано, что азот в гцк твёрдых растворах железа увеличивает плотность состояний на уровне Ферми, а углерод уменьшает её. Установлено, что увеличение концентрации свободных электронов на уровне Ферми способствует ближнему упорядочению атомов в твёрдом растворе, в то время как локализация электронов на атомных узлах приводит к ближнему расслоению и образованию кластеров. Как следствие, замена углерода азотом в аустенитных сталях повышает степень химической однородности аустенита, что позволяет получить стабильные гцк твёрдые растворы с повышенным содержанием азота – результат, недостижимый для углерода в стали из-за выделения карбидов хрома. Установлено, что ближнее атомное упорядочение, обусловленное азотом, повышает термодинамическую стабильность аустенита, что открывает возможность конструирования экономнолегированных нержавеющих аустенитных сталей.

Следствием усиления азотом металлической компоненты межатомных связей является высокая ударная вязкость азотистых аустенитных сталей.

Показано неоднозначное влияние азота на энергию дефекта упаковки. Исследована ее температурная зависимость и объяснена аномально высокая низкотемпературная прочность азотистых аустенитных сталей, сочетающаяся с высокой вязкостью разрушения. Дан анализ механизма повышения эффективности упрочнения границ зёрен азотом (коэффициент Холла–Петча). Показано, что легирование азотом аустенитных сталей увеличивает прирост прочности при деформации, причиной чего является интенсивное двойникование. Увеличенная в сравнении с углеродистыми сталями энтальпия связи между атомами азота и дислокациями обуславливает значительное повышение пределов упругости и текучести при деформационном старении.

Исследовано влияние азота и углерода на подвижность дислокаций, сопровождаемых примесными атмосферами, и их роль в аномальном разрушении азотистых сталей.

Распределение атомов легирующих элементов в аустените наследуется при мартенситном превращении и предопределяет стабильность мартенсита к фазовым превращениям при отпуске и, соответственно, сдвиг реакций выделения в область повышенных температур, малый размер нитридных частиц и высокую твёрдость отпущенного азотистого аустенита.

Приведены примеры успешного конструирования азотистых аустенитных, мартенситных и дулексных сталей.

РОЛЬ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ В ФОРМИРОВАНИИ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СТАЛЯХ

Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф.***, Козлов Э. В.*, Пискаленко В. В., Громов В. Е.,
Коновалов С. В., Соснин О. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,*
kozlov@tsuab.ru

*** Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi@mail2000.ru*

Последние годы ознаменовались повышенным интересом к исследованию градиентных структурно-фазовых состояний в твердых телах, позволяющих металлам и сплавам приобрести новые (в том числе, ранее неизвестные) высокие эксплуатационные свойства. Физическая природа процессов, протекающих при формировании и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний, мало изучена, а данное научное направление находится на стадии бурного накопления и интенсивного осмысления фактического и теоретического материала.

В работе выявлены закономерности формирования градиентов структурно-фазового состояния аустенитной и мартенситной сталей, подвергнутых усталостным испытаниям. Измерение зеренной и субзеренной структуры стали, изучение поведения вторых фаз и анализ строения поверхности разрушения проводили методами металлографии травленого шлифа, сканирующей электронной микроскопии и электронной дифракционной микроскопии. Для идентификации фаз, присутствующих в материале, применялся дифракционный анализ с использованием темнопольной методики. Изображения тонкой структуры материала были использованы для классификации структуры по морфологическим признакам; определения размеров и мест локализации вторичных фаз и выделений; скалярной плотности дислокаций; амплитуды кривизны кручения кристаллической решетки.

Обнаружено, что многоцикловые усталостные испытания стали 08X18H10T, выполненные по непрерывной схеме и вызвавшие разрушение образца, приводят к формированию структуры, параметры которой закономерным образом изменяются по мере удаления от лицевой поверхности образца. Последнее позволяет говорить о создании градиентной структуры, индуцированной многоцикловыми усталостными нагружениями. Показано, что усталостные испытания закаленной на мартенсит стали 60ГС2, выполненные по непрерывной схеме, сопровождаются формированием структурно-фазового градиента, фиксируемого на уровне дефектной субструктуры кристаллов мартенсита и карбидной подсистемы. Выявленные изменения структурно-фазового состояния стали свидетельствуют как о деформационном, так и о термическом видах воздействия. Вблизи поверхности разрушения (плоскости максимального нагружения) состояние дефектной субструктуры и карбидной подсистемы определяется, в основном, деформационными процессами. По мере удаления от поверхности разрушения усиливается роль термического воздействия.

Выявлено два пути эволюции структурно-фазового состояния пакета мартенсита, что обусловлено преимущественным наличием в пакете мало- или большеугловых разориентировок между кристаллами мартенсита. Высказано предположение, что формирование двух морфологических типов пакета мартенсита обусловлено разнотекучностью стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 05-08-01305а).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Климашин С. И., Тихонькова О. В., Целлермаер В. В., Попова Н. А.*,
Козлов Э. В.*, Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,*

kozlov@tsuab.ru

Закалка конструкционных сталей с целью придания им комплекса высоких физико-механических свойств сопровождается формированием нескольких типов сложной мартенситной структуры. Количественное исследование фазового состава и тонкой дефектной структуры после такого вида термической обработки представляет научный и значительный практический интерес, поскольку позволяет целенаправленно изменять свойства изделий.

В настоящей работе методами дифракционной электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучено влияние термической обработки на эволюцию дефектной субструктуры и фазового состава литой среднеуглеродистой стали 30ХНЗМФА. Термообработка состояла в гомогенизации 1125 °С 13 часов, нормализации 980 °С 10 часов и высоком отпуске 660 °С 10 часов с охлаждением на воздухе. Затем осуществлялась закалка от 950 °С (выдержка 5 часов) с охлаждением на воздухе.

Основной составляющей (~93%) в структуре матрицы закаленной стали является α -фаза, которая характеризуется следующими значениями: параметр кристаллической решетки – 0,28702 нм, статические смещения атомов – 0,02 нм, уровень микронапряжений II рода – 700 МПа. Структура α -фазы представляет собой смесь пакетного (или реечного) и пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита и бейнита. Пакетный мартенсит составляет 80% α -матрицы. Пластинчатый мартенсит – это второй самостоятельный морфологический тип α -матрицы исследуемой стали. Особенностью этого типа мартенсита является то, что он представляет собой отдельно расположенные кристаллы мартенсита – пластины, как правило, не образующие параллельных пачек, что наблюдается в пакетном мартенсите. Поперечный размер пластин больше поперечного размера отдельной рейки примерно на порядок и составляет величину ~1–2 мкм. Отдельные мартенситные пластины встречаются двух видов: 1) большие пластины, длина которых достигает 20–25 мкм, и 2) малые пластины длиной 1,5–2 мкм. Большие пластины лежат друг к другу под некоторыми углами и пронизывают практически все зерно. Третий самостоятельный морфологический тип α -матрицы исследуемой стали – бейнит. Это набор практически параллельных кристаллов, образующих пакеты (по типу пакетного мартенсита). В структуре матрицы исследуемой стали присутствует γ -фаза, или остаточный аустенит, образовавшийся в результате неполного мартенситного превращения при закалке стали. В бейните остаточного аустенита не обнаружено. Объемная доля остаточного аустенита ~7%. Отметим, что его большая часть (~6%) находится в пакетной составляющей мартенсита, а наименьшая часть (~0,5%) – в пластинчатом высокотемпературном мартенсите.

Закалка стали сопровождается процессами «самоотпуска». Выделяющиеся при этом частицы цементита имеют пластинчатую форму и ориентированы в двух и более направлениях. Каждый кристалл α -матрицы характеризуется наличием плотной дислокационной структуры. Дислокации равномерно заполняют кристаллы, образуя из резко искривленных и перепутанных линий подобие трехмерной сетки.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ПРОВОЛОКИ

Громова А. В., Иванов Ю. Ф.*, Юрьев А. Б., Целлермаер В. Я.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

gromov@physics.sibsiu.ru

**Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,*

yufi@mail2000.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ эволюции дислокационной субструктуры в стали 08Г2С при волочении катанки по маршруту 6,5 → 5,8 → 4,9 → 4,0 → 3,5 мм.

Ферритные зерна катанки характеризуются невысокой скалярной плотностью дислокаций ($\rho \sim 1,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), организованных в виде дислокационного хаоса (~87% объема зерен), сеток (~5%) и клубков (~8%). Волочение стали сопровождается эволюцией дислокационной субструктуры: структура дислокационного хаоса замещается сетчатой и ячеисто-сетчатой субструктурами. Сетчатая и ячеисто-сетчатая субструктуры находятся в динамическом равновесии; относительное их содержание практически не зависит от степени деформации проволоки. Дислокационные ячейки в большинстве случаев вытянуты вдоль оси волочения и формируют деформационные полосы. На заключительной стадии волочения структура полос частично замещается субзеренной структурой.

Структура, формирующаяся на промежуточной стадии волочения ($\epsilon = 20,3\%$), характеризуется высокой степенью кривизны-кручения кристаллической решетки, что выражается в появлении на электронно-микроскопических изображениях большого количества изгибных экстинкционных контуров и указывает на наличие дальнедействующих полей напряжений. Как правило, изгибные контуры присутствуют в зернах, содержащих полосы деформации и выделения карбидной фазы, имеют разнообразную форму, начинаются и заканчиваются на внутрифазных и межфазных границах. Количественный анализ состояния изгибных экстинкционных контуров показал, что их средние поперечные размеры в зернах феррита составляют ~120 нм. При данной величине поперечного размера изгибного экстинкционного контура амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки α -фазы $\chi \sim 1,45 \cdot 10^3 \text{ рад/см}$, величина избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm} \sim 5,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, амплитуда остаточных дальнедействующих полей напряжений $\sigma_{\tau} \sim 506 \text{ МПа}$. Волочение до диаметра ~3,5 мм ($\epsilon = 71\%$) приводит к разогреву прутка и релаксации дальнедействующих полей напряжений.

Выявленные закономерности изменения параметров, характеризующих состояние субструктуры стали при волочении, позволяют сделать прогноз поведения прочностных характеристик и сопоставить его с результатами механических испытаний проволоки. Основываясь на известных механизмах упрочнения металлов и сплавов, можно сказать, что увеличение степени разориентации дислокационной субструктуры, указывающее на переход от малоугловых к большеугловым границам раздела и снижение средних поперечных размеров полос деформации, способствуют повышению прочности стали в процессе волочения. Снижение величины скалярной плотности дислокаций и кривизны-кручения кристаллической решетки зерен феррита, являющееся реакцией материала на перестройку субструктуры, приводит к разупрочнению. Компенсацией этому разупрочнению стали будет являться деформационное упрочнение перлитных колоний, обусловленное существенным увеличением скалярной плотности дислокаций и разориентации элементов субструктуры и блокировкой дислокаций атомами углерода.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ СТАЛИ 08X18H10T ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Воробьев С. В., Иванов Ю. Ф.**, Козлов Э. В.*, Громов В. Е., Коновалов С. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,*
kozlov@tsuab.ru

*** Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,*
yufi@mail2000.ru

Целью работы являлось выявление на различных структурно-масштабных уровнях закономерностей и установление физической природы структурных и фазовых превращений, протекающих в стали аустенитного класса 08X18H10T, подвергнутой многоцикловым усталостным испытаниям.

Установлено, что сталь 08X18H10T в исходном состоянии является многофазным разномасштабным поликристаллическим материалом, зерна которого содержат двойники термического происхождения и дислокационную субструктуру различной степени самоорганизации. Вторые фазы представлены карбидными частицами нанометрового и субмикронного диапазона, расположенными на внутрифазных границах, элементах дислокационной субструктуры и формирующих строчки дендритной ликвации. Частицы второй фазы являются источниками дальнodelствующих полей напряжений максимальной амплитуды и являются потенциальными источниками микротрещин в условиях усталостных испытаний.

Промежуточная стадия усталостного нагружения ($N = 1 \cdot 10^5$ циклов) стали характеризуется: на уровне зеренного ансамбля – значимым уменьшением среднего размера зерна, увеличением степени рассеяния вектора структурной текстуры и существенным снижением относительного содержания высокоанизотропных зерен; на субзеренном уровне – формированием дефектов упаковки и микродвойников, ростом скалярной плотности дислокаций и увеличением степени организации дислокационной субструктуры; на уровне частиц второй фазы – коагуляцией частиц карбида титана, образованием микротрещин вдоль межфазной границы раздела карбид/матрица и в объеме субмикронных частиц карбидной фазы, значимым повышением значений уровня кривизны-кручения кристаллической решетки в объеме материала, содержащем частицы карбидной фазы.

Выявлено, что усталостное разрушение стали ($1,7 \cdot 10^5$ циклов) сопровождается преобразованием зеренной (уменьшение средних размеров зерен и увеличение угла рассеяния вектора структурной текстуры) и внутризеренной (инициирование деформационного микродвойникования и связанного с ним полиморфного $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситного превращения, существенное увеличение количества источников с одновременной релаксацией пиковых значений величины дальнodelствующих полей напряжений) структуры и коагуляцией частиц карбида титана. Установлено, что одной из причин разрушения стали при многоцикловых усталостных испытаниях являются микротрещины, зарождающиеся вдоль границ раздела карбид/матрица и выявляющиеся уже на промежуточной стадии нагружения. Показано, что многоцикловые усталостные испытания аустенитной стали приводят к формированию градиентной структуры, характеризующейся закономерными изменениями с увеличением расстояния до поверхности разрушения средних размеров зерен и угла рассеяния вектора структурно текстуры как для зеренного ансамбля в целом, так и для каждого из выявленных типов зерен отдельно.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 05-08-01305а)

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛОВ ПОСЛЕ ОДНО- И ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Багаутдинов А. Ф., Будовских Е. А., Иванов Ю. Ф.,
Мартусевич Е. В., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru*

Практика показала, что повышение механических и физико-химических свойств поверхности наиболее эффективно достигается при химико-термической обработке. Облучение металлов плазменными струями электровзрывных источников в режимах с оплавлением поверхности вызывает ее жидкофазное легирование с последующей самозакалкой. Особенности протекания ряда взаимосвязанных процессов при такой обработке поверхности отражаются на ее формируемых свойствах. Установление закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев материалов при электровзрывном легировании является важным направлением развития научных исследований и практических разработок в области защиты и упрочнения материалов с использованием концентрированных потоков энергии. В настоящей работе представлены результаты послойных электронно-микроскопических исследований методом тонких фольг с использованием режима микродифракции и темнопольного изображения поверхностных слоев железа и никеля после электровзрывного науглероживания и борирования, а также после карбоборирования поверхности. Поверхность облучения изучали также методом сканирующей электронной микроскопии.

Исследованиями были установлены следующие общие закономерности электровзрывного легирования металлов. Обработка сопровождалась формированием высоко развитого рельефа поверхности. Его особенности отражали особенности взаимодействия импульсной плазменной струи с поверхностью, а именно: перегрев расплава под давлением набегающей на поверхность струи и последующее его вскипание после окончания импульса воздействия, а также механическое взаимодействие конденсированных частиц гетерогенной струи с поверхностью. Приповерхностный слой толщиной меньше 1 мкм имел квазиаморфную или нанокристаллическую структуру. Причиной этого могла быть высокая скорость охлаждения как вследствие отвода тепла в объем основы, так и вследствие развитого испарения с поверхности при вскипании расплава. С увеличением глубины до нескольких микрометров содержание и размеры конденсированных частиц графита и бора быстро уменьшались. Одновременно с этим при борировании никеля происходило уменьшение содержания высокобористых фаз. При этом средние размеры кристаллитов никеля устойчиво увеличивались. Средние же размеры частиц боридов изменялись немонотонно – сначала увеличивались, а затем уменьшались. Это было обусловлено влиянием температурно-временного фактора. Во всех случаях на этих глубинах наблюдалось образование ячеек концентрационного расслоения, которые ранее наблюдались при других видах обработки металлов с использованием концентрированных потоков энергии. Вблизи границы оплавления и легирования поверхностных слоев во всех случаях наблюдалось формирование упруго-пластических полей напряжений с большой степенью деформации. Структура здесь находится на стадии рекристаллизационного преобразования.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АРМАТУРЫ ПРИ ДЛИТЕЛЬНЫХ СРОКАХ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Микрюков В. Г., Юрьев А. Ю., Иванов Ю. Ф.*, Чинокалов В. Я., Громов В. Е.,
Семин А. П., Коновалов С. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,
kozlov@tsuab.ru

Арматурный прокат является важнейшим элементом железобетонных конструкций. Однако с течением времени в металле могут накапливаться необратимые изменения в дефектной подсистеме и фазовом составе, способные привести к катастрофическим последствиям. Изучение эволюции структурно-фазовых состояний, механических свойств и дислокационной субструктуры при длительной эксплуатации арматуры актуально не только с позиции установления физической природы их деградации, но и разработки рекомендаций по безопасной надежной эксплуатации сооружений.

В данной работе исследовались изменения структуры и механических свойств горячекатаной арматуры из низколегированной стали в процессе работы в качестве каркаса фундаментных блоков промышленных зданий и сооружений. Срок эксплуатации арматуры составляет 3–50 лет. После очистки поверхности от бетонных остатков и ржавчины кратковременным травлением в растворе 5%-й соляной кислоты арматура испытывалась на растяжение, результаты которого представлены в таблице. Видно, что арматура №№1–3 соответствует требованиям класса прочности А–III по ГОСТ 5781. После эксплуатации в течение 25 лет прочностные свойства находятся на нижней границе требований стандарта, а через 50 лет снижаются до уровня класса А–II.

Механические свойства опытной арматуры

№ образца	Диаметр, мм	Срок эксплуатации, лет	Механические свойства		
			σ_b , Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	δ_{max} , %
1	14	2005	710	520	21
2	12	1998	682	454	23
3	12	1980	650	443	19
4	14	1965	596	398	16
5	12	1955	557	315	9
требования ГОСТ 5781 к классу прочности А-III			590	390	-

Структура всех образцов по всему сечению стержня состоит из феррита и пластинчатого перлита. Поверхностный слой частично обезуглерожен. Величина ферритного зерна равна 8–11 мкм. После эксплуатации в течение 25 лет наблюдаются структурные изменения в стали: в результате диффузии под действием внешних напряжений происходит перераспределение углерода в поверхностном слое, что выражается в выделении равномерно распределенных по границам и внутри ферритных зерен микрочастиц карбидов. Изменений в структуре осевой зоны практически нет. С течением времени эти изменения накапливаются, и в образцах №4, 5 карбидные частицы выявляются по всему сечению стержня. При этом увеличение количества карбидных глобул в поверхностном слое приводит к разрывам сплошности по границам и телу зерен в виде микротрещин.

РОЛЬ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ УГЛЕРОДА И АЗОТА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ГСФС ПРИ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ

Малиновская В. А., Попова Н. А., Козлов Э. В.

Томский государственный архитектурно – строительный университет, Томск, Россия
kozlov@tsuab.ru

В настоящей работе методами оптической, просвечивающей электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурным анализом выполнено исследование формирования градиентных структурно-фазовых состояний (ГСФС), возникающих при удалении от поверхности материала на глубину ≈ 2 мм, в конструкционной легированной стали мартенситного класса 20Х2Н4А в результате поверхностного насыщения углеродом и азотом (нитроцементация) при 920 °С в промышленных условиях.

Нитроцементация исследуемой стали происходит при температуре 920 °С целиком в аустенитной области. Поверхностные слои материала пересыщены углеродом и азотом в количестве (C+N) $\approx 2,2$ вес.%, а на расстоянии ~ 2 мм от поверхности содержание (C+N) $\approx 0,6$ вес.%. В условиях нитроцементации в аустенитной области имеет место повышенная растворимость элементов внедрения в γ -фазе как в ее объеме, так и по границам зерен. При последующем охлаждении из γ -области в стали образуются продукты мартенситного и бейнитного превращений. На поверхности материала, где концентрация углерода особенно высока (1,89 вес.%), в основном, присутствует отпущенный пластинчатый мартенсит (в количестве 0,45 от всей объемной доли), а также бейнит (в количестве 0,25) и немного (0,10) пакетного мартенсита. Это означает, что превращение происходит в бейнитной области в районе 400 °С и в низкотемпературной мартенситной – около комнатной температуры. Общая объемная доля α -фазы на поверхности нитроцементованной стали составляет величину, равную 0,42; объем аустенитных зерен составляет 0,2; остальной объем – карбиды и карбонитриды. Из величины объемной доли карбидов и карбонитридов (их суммарное значение 0,38) одна треть находится в виде легированного цементита на границах зерен. Другая часть – в виде частиц карбонитрида $M_{23}(C,N)_6$ крупных размеров в стыках зерен и на их границах, и более мелких частиц $M_{23}(C,N)_6$ – в объеме зерен. Это означает, что в ходе нитроцементации границы зерен активно работают как места развития потоков углерода и азота; от границ зерен происходит диффузия вглубь материала. Одновременно происходит фронтальная диффузия вглубь материала по субграницам (границам мартенситных рек, пластин, пакетов), дислокационным трубкам и, наконец, по объему кристаллической решетки. Диффузия углерода и азота прежде всего протекает по границам аустенитного зерна. Границы ферритных зерен, которые образуются после нитроцементации, практически не оказывают влияния на процесс нитроцементации. На глубину более 1,2 мм, активная диффузия по границам аустенитного зерна за время нитроцементации не развивается. На глубине ~ 2 мм в ходе нитроцементации количество карбидов и карбонитридов удваивается по сравнению с исходным состоянием. Несомненно, что сюда углерод и азот доставляются, в основном, путем объемной диффузии по дислокациям и дислокационным стенкам. Как правило, при нитроцементации образуется больше цементита, чем специальных карбидов и карбонитридов. Это, в основном, связано с тем, что хром, по большей части, оказывается в карбонитриде, и на весь углерод и азот его не хватает.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПЛАЗМЕННОУПРОЧНЕННЫХ ВАЛКОВ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Юрьев А. Б., Ефимов О. Ю., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф.*, Чинокалов В. Я.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

gromov@physics.sibsiu.ru

** Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,*

yufi@mail2000.ru

Для повышения эксплуатационных свойств чугунных валков прокатных станов используют плазменное поверхностное упрочнение. В работе сканирующей и просвечивающей электронной микроскопией исследован элементный и фазовый состав, дефектная субструктура и поверхность разрушения валков из чугуна СШХНФ после плазменного упрочнения ($I = 120$ А, $V = 3$ см/с, $D_{\text{сопла}} = 6$ мм) и их обработки при прокатке арматуры большого диаметра.

Многослойный характер приповерхностной зоны материала обусловлен формированием слоя кристаллизации расплава и слоя термического влияния. Показано, что слой, формирующийся при кристаллизации расплава, имеет поверхностный подслой с ярко выраженной столбчатой структурой. Выявлено присутствие в исследуемом материале следующих фаз: α -фазы (феррит, ОЦК кристаллическая решетка, твердый раствор углерода и легирующих элементов в кристаллической решетке на основе железа), γ -фазы (аустенит, ГЦК кристаллическая решетка, твердый раствор углерода и легирующих элементов в кристаллической решетке на основе железа), графита и карбида железа (цементит, орторомбическая кристаллическая решетка). Показано, что данные фазы распределены в объеме исследуемого материала закономерным образом: относительное содержание их существенным образом зависит от глубины анализируемого слоя.

Обнаружено формирование в поверхностном слое вала, подвергнутого плазменной обработке, нанокристаллических зерен α -фазы (размер кристаллитов 35–40 нм), стабилизированных частицами цементита, размеры которых ~ 3 –5 нм. Показано, что высокие скорости нагрева и охлаждения, реализующиеся в схеме плазменной обработки валков, приводят к формированию в зоне расплава структуры, характеризующейся высокой степенью неоднородности, а именно: наблюдаются зерна структурно свободного аустенита; зерна аустенита, содержащие в своем объеме и по границам частицы цементита; зерна аустенита, содержащие кристаллы мартенсита, объемная доля которых изменяется от единиц до десятков процентов; зерна, в которых мартенситное превращение прошло практически полностью, и сформировалась структура, в основном, пакетного мартенсита.

Эксплуатация вала, подвергнутого плазменной обработке, сопровождается разрушением поверхностного слоя путем формирования фрагментов и выкрашивания материала в зоне контакта соседних фрагментов, отделение фрагментов от материала вала (формирование выбоин).

Методами микрорентгеноспектрального анализа обнаружено существенное снижение концентрации никеля (более чем в два раза), увеличение концентрации хрома (в $\sim 1,5$ раза) и кремния (в $\sim 1,4$ раза) на поверхности вала, подвергнутой плазменной обработке. После отработки упрочненного плазмой вала на стане при прокатке балочного профиля никель в поверхностном слое методами микрорентгеноспектрального анализа не выявляется. Одной из причин выкрашивания материала по границам фрагментов, а также формирования самих фрагментов, является проникновение в объем вала реакционно-способных элементов, образование хрупких фаз с последующим разрушением материала вала.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ТЕРМОУПРОЧНЕНИЯ АРМАТУРЫ РАЗНОГО ДИАМЕТРА

Юрьев А. Б., Морозов М. М., Иванов Ю. Ф.*, Громов В. Е.,
Бабицкий Н. А., Коновалов С. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

** Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,*
yufi@mail2000.ru

Целью работы являлось выявление закономерностей и особенностей формирования механических характеристик, фазового состава и дефектной субструктуры арматуры диаметров 12, 20 и 25 мм в процессе термического упрочнения методом прерванного охлаждения с горячего проката, реализуемого в условиях ОАО «ЗСМК». Материалом исследования являлась стержневая арматура номинальным диаметром 12, 20 и 25 мм из стали марки СтЗпс.

Установлено, что по мере удаления от поверхности стержня величина микротвердости изменяется квазипериодическим образом. Это позволило выделить пять характерных слоев, далее называемых поверхностным; первым, вторым и третьим переходными и центральным слоями. Выбранные режимы термического упрочнения приводят к близким значениям величины микротвердости стали в соответствующих слоях, несмотря на значительные различия в диаметрах стержней.

Установлено, что технология термического упрочнения, реализующаяся путем прерывистой закалки горячего проката, способствует формированию в сечении стержня градиента структуры и фазового состава стали, проявляющегося при травлении шлифа в виде некоторого количества слоев, различающихся степенью травимости. В арматурных прутках, как правило, формируется три переходных слоя, отделяющих поверхностный слой от центральной зоны. Независимо от диаметра стержня, максимальный объем стержня (~49%) занимает центральная зона, поверхностный слой составляет ~15% объема стержня, первый, второй и третий переходные слои – 8, 10 и 18%, соответственно.

Из результатов анализа зеренного ансамбля следует, что независимо от диаметра арматурного стержня, распределения зерен феррита по размерам описываются логарифмически нормальным законом, за исключением второго промежуточного слоя, для которого распределение зерен по размерам близко к равновероятному. Одновременно с этим, зеренный ансамбль второго промежуточного слоя характеризуется сравнительно большим количеством зерен минимальных размерных классов.

При проведении фрактографических исследований установлено, что поверхность излома имеет ямочное строение, указывающее на вязкий характер разрушения материала. На «дне» ямок обнаруживаются включения, которые привели к их образованию. В слое материала, прилегающем к наружной части прутка, минимальные размеры ямок в ~3 раза меньше, чем ямок, расположенных в основном объеме прутка.

Установлено, что в объеме прутка, расположенном на границе раздела первого и второго промежуточных слоев, обнаруживается дополнительный источник микротрещин. Следовательно, формирование в процессе прерывистого охлаждения в объеме прутка слоя с относительно высокими значениями микротвердости приводит к возникновению внутреннего концентратора напряжений, снижающего конструктивные характеристики прутка в целом.

На микроуровне фазовый состав и дефектную субструктуру стали анализировали методами световой и электронной микроскопии. В результате проведенных исследований выявлено присутствие α -фазы (ОЦК кристаллическая решетка на основе железа, феррит), карбида железа (цементит, Fe_3C) и, в весьма незначительном количестве, γ -фазы (ГЦК кристаллическая решетка на основе железа, остаточный аустенит). Данные фазы находятся в определенном сочетании и формируют мартенситную и бейнитную структуры; зерна структурно свободного феррита и пластины видманштеттова феррита; зерна перлита и «псевдоперлита».

ОПТИМАЛЬНАЯ ПРОЧНОСТНАЯ СТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ДВОЙНИКОВАНИЯ

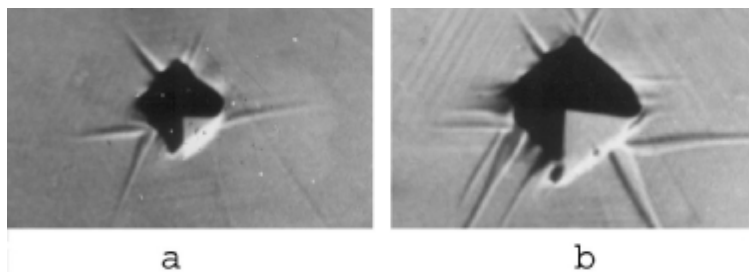
Савенко В. С.

УО МГПУ, г. Мозырь, Беларусь,
savenko-vl@rambler.ru.

Деформационные процессы в реальных кристаллах протекают крайне неравномерно. Пластическая деформация начинается у концентраторов напряжений, которыми являются границы зерен, включения, выделения другой фазы, неоднородности структуры. В условиях сложноподвиженного состояния, градиентов температур, динамических нагрузок зарождающиеся вблизи концентраторов напряжений трещины приводят к разрушению материалов, если пластическая деформация затруднена. Часто образование трещин связано с неконтролируемым развитием двойников, которые зарождаются у препятствия. Хрупкость, связанная с образованием трещин на двойниках, при неконтролируемой зарождеии двойников, является серьезным фактором, сдерживающим широкое практическое применение технически важных материалов.

Микромеханические испытания на плоскости спайности кристалла алмазным индентором приводят к реализации двойникования. Отпечаток алмазной пирамидки служил моделью концентратора напряжений, так как развитие пластической деформации при воздействии на кристалл алмазного индентора достаточно хорошо имитирует условия в окрестностях естественных концентраторов напряжений в объеме материала.

Возбуждение в кристалле импульса тока большой плотности во время действия сосредоточенной нагрузки приводит к появлению вокруг отпечатка системы двойников. Повторное микромеханическое испытание показывает упрочняющую деформационную зону.



Деформирование кристаллов висмута сосредоточенной нагрузкой в одно и то же место. а) – без импульса тока; б) – с импульсом тока плотностью 600 А/мм^2 .

В результате развития двойникования кристаллическая решетка армируется за счёт двойников.

Таким образом, двойники, возникающие у концентраторов напряжений в результате пропускания импульса тока повышают его микротвёрдость за счёт армирующего действия.

Величина эффекта повышения реальной прочности материала внешним нагрузкам в микрообъемах у концентраторов напряжений за счет армирующего действия двойников зависит от параметров импульсов тока, прошедших через материал во время деформирования.

ФОРМИРОВАНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ АРМАТУРНЫХ СТЕРЖНЕЙ ДИАМЕТРОМ 32 И 40 ММ КЛАССА ПРОЧНОСТИ А500С

Иванов Е. А., Чуланов В. И.

ОАО «ЗСМК», г. Новокузнецк, Россия

chinokalov_vy@zsmk.ru

В условиях непрерывного среднесортного стана 450 ОАО «ЗСМК» освоено массовое производство стержневой арматуры номинальным диаметром 32 мм и более с пределом текучести не менее 500 МПа. Технология включает термическое упрочнение раскатов из низколегированной стали марки 18Г2С по режиму прерывистой закалки после выхода из чистовых клетей.

Управление процессом принудительного охлаждения осуществляется путем изменения скорости и температуры прокатки, количества и порядка включения охлаждающих секций установки термического упрочнения (УТУ). Варьирование управляющих параметров определяет изменение температуры по сечению арматурного стержня в процессе прерывистой закалки, устанавливая конечный параметр технологии — температуру самоотпуска, которую следует рассматривать как суммарный показатель влияния всех технологических факторов.

Разработанная технология термического упрочнения арматуры диаметром 32 и 40 мм позволяет получать в сечении стержней структурный композит, состоящий из поверхностного и переходного слоев и осевой зоны. Так, термическое упрочнение арматуры №32 предусматривает охлаждение раскатов в УТУ с одним промежуточным отогревом. В поперечном сечении стержней в этом случае формируется трехслойная структура (рис. а): поверхностный слой (глубина 2,3–2,5 мм), состоящий из продуктов отпуска мартенсита; переходный слой (толщина 1,75–2,0) из отпущенного бейнита, феррита и перлита; осевая зона, имеющая феррито-перлитную структуру.



а)



б)

Макроструктура арматуры №32 (а) и №40 (б)

Обеспечение заданного уровня пластических характеристик арматуры №40 достигается охлаждением проката в УТУ с двумя промежуточными циклами отогрева. При этом образуется структура, содержащая два поверхностных слоя (рис. б): первый слой (глубиной 1,2–1,4 мм) состоит из продуктов отпуска мартенсита; второй слой (толщиной 2,7–3,0 мм) — из отпущенного бейнита и феррита в виде разорванной сетки. Переходный слой толщиной 4,2–4,6 мм имеет структуру перлита зернистого, а осевая зона представлена зернами феррита и пластинчатого перлита.

Описанный выше градиентный характер распределения структур в сечении арматурных стержней объясняется действием различных механизмов $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Таким образом, общее структурное состояние, сформировавшееся при термическом упрочнении по режиму прерывистой закалки, позволяет получить нормируемые механические характеристики на уровне классов прочности А500С по ТУ 14-1-5254.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ НОРМАЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ ЧУГУНА С ВЕРМИКУЛЯРНЫМ ГРАФИТОМ

Болдырев Д. А.

ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия,

DA.Boldyrev@vaz.ru

В современном автомобилестроении проектирование новых моделей ведётся в условиях возрастающих требований к ресурсу, эксплуатационной надёжности и долговечности деталей и узлов. Рост нагруженности механизмов предполагает использование для них материалов с повышенными механическими свойствами. Повышение комплекса свойств литых деталей из чугуна может быть осуществлено следующими способами: переходом на более высокие марки, микролегированием и термической обработкой исходного чугуна. Первый способ подразумевает существенные изменения в действующей технологии производства отливок, является наиболее затратным и трудоёмким. Второй способ не затрагивает основной технологический процесс изготовления отливок, однако стоимость литья возрастает ввиду затрат на легирующие добавки. Третий способ является самым приемлемым при условии правильного выбора вида термообработки и наличия необходимого оборудования.

На ОАО «АВТОВАЗ» чугун с вермикулярным графитом (ЧВГ) получают при введении в расплав дорогостоящей Ni–Mg–Ce-лигатуры в недостаточном для получения шаровидной формы графита количестве. При недостаточности прочностных свойств используемой марки ЧВГ увеличивается количество вводимой лигатуры. Это позволяет повысить прочность ЧВГ за счёт улучшения формы графита (действие добавочного Mg) и увеличения количества перлита (действие добавочного Ni) в структуре, однако при этом существенно возрастает стоимость литья. В данном случае повысить прочностные характеристики ЧВГ можно при правильном выборе вида и режима операции термообработки, например, такого наименее энергоёмкого и технологичного, как нормализация. Она позволяет существенно повысить прочностные свойства высокопрочного чугуна, за счёт уменьшения количества свободного феррита и не влияет на структуру и свойства серого чугуна из-за большой разветвлённости и высокой суммарной площади поверхности графитных включений пластинчатой формы. Сведения о влиянии нормализации на структуру и свойства ЧВГ, как чугуна промежуточного типа, отсутствуют.

Для исследования была выбрана деталь «Вал распределительный», изготавливаемая из чугуна марки ЧВГ40-1 (ГОСТ 28394-89). Операция нормализации проводилась в проходной газовой печи по ступенчатому режиму: нагрев отливок вместе в печи до температуры 750°C, выдержка 40 мин, нагрев до температуры 910°C, выдержка 1 ч 40 мин, охлаждение на воздухе в течение двух часов. Структура ЧВГ до нормализации: графит вермикулярный, графит шаровидный (до 10%), графит пластинчатый (до 5%), перлит пластинчатый, феррит (до 15%). В структуре ЧВГ после нормализации содержание феррита осталось неизменным, а основная структура металлической матрицы представлена сорбитообразным перлитом. То есть после нормализации произошло повышение дисперсности и уплотнение перлитной составляющей. При неизменном относительном удлинении – 1,2%, твёрдость по Бринеллю нормализованного чугуна возросла с 229 до 260 единиц, а временное сопротивление на разрыв – до 51 кгс/мм².

Таким образом, операция нормализации позволяет получать ЧВГ с более высокими прочностными свойствами по сравнению с самой высокой маркой – ЧВГ45 (ГОСТ 28394-89), имеющей полностью перлитную металлическую матрицу, и не уступающий высокопрочному чугуну марки ВЧ50 (ГОСТ 7293-85).

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СЕРОГО СПЕЦИАЛЬНОГО ЧУГУНА МАРКИ СЧ40 ДЛЯ ПОРШНЕВЫХ КОЛЕЦ

Болдырев Д. А., Цалина Н. Б.

ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия,
DA.Boldyrev@vaz.ru

В МтП ОАО «АВТОВАЗ» отливки деталей «Кольцо поршневое компрессионное нижнее» 2101/21011/21083-1004025 и «Кольцо поршневое маслосъёмное» 2101/2108/21011/21083-1004040 изготавливаются с использованием смеси модификаторов ФС65Ба1, ФС75Ст и комплексного модификатора ФС30У60, состоящего, в свою очередь, из ферросилиция, силикокальция и графита. Общая масса навески смесового модификатора – около 1,2 кг. Совместное применение такой обширной гаммы различных модификаторов является необходимым ввиду высоких требований к качеству структуры и свойств таких тонкостенных отливок как поршневые кольца. Этот смесовой модификатор позволяет увеличить количество центров кристаллизации графита для обеспечения роста пластинчатого графита в чугуне, снизить степень переохлаждения чугуна в процессе эвтектической кристаллизации, что позволяет свести к минимуму вероятность образования твердых карбидов железа или отбела структуры, особенно в тонкостенных отливках, и улучшить обрабатываемость. Однако его действие, как показывает практика, является недостаточно эффективным – уровень литейного брака в виде шлаковых включений и газовых раковин превышает установленный норматив. Указанные недостатки этого модификатора обусловлены наличием в его составе повышенных концентраций алюминия, вызывающего газовую пористость, и кальция, стимулирующего шлакообразование. Таким образом, для повышения эффективности и работоспособности графитизирующего модификатора является необходимым повышение содержания в его составе одного или нескольких активных элементов (стронций, барий и др.) и уменьшения содержания элементов с газотворной и шлакообразующей способностью.

Для апробации был взят модификатор на основе ФС75 с повышенным содержанием стронция (0,6...1,0%), пониженным содержанием алюминия (до 0,5%) и кальция (до 0,1%). Ввиду того, что опытный модификатор содержит повышенное количество стронция, его навеска была снижена до 0,4 кг, и заливка осуществлялась при повышенном (2,5...2,6% вместо 1,9...2,0%) содержании кремния в печи. Модифицирование расплава производилось в струе металла при переливе из плавильной печи в заливочный ковш ёмкостью 120 кг. Первичное модифицирование в струе производилось в сочетании с вторичным модифицированием куском ферросилиция ФС75 весом 20...30 г., помещённым в литниковую чашу. Оценка действия модификатора проводилась на заливочном участке по излому, а затем – на отобранных образцах в условиях лаборатории. Для замера твёрдости отбирались отливки с каждого ковша. Химический состав определялся на отбелённой пробе, залитой из ковша одновременно с поршневыми кольцами.

Анализ результатов заливки опытно-промышленной партии поршневых колец с применением опытного модификатора показал:

1. Снижение на 21% внутреннего литейного брака и на 33% – внешнего брака при механической обработке.
2. Высокую эффективность опытного модификатора при обработке расплава серого чугуна СЧ40, что дало возможность снизить его навеску до 0,4 кг.
3. Снижение отбела в микроструктуре отливок с 0,06% до 0,003%.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В МЕДИ И СПЛАВАХ НА ЕЕ ОСНОВЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Хомская И. В., Зельдович В. И., Фролова Н. Ю., Хейфец А. Э.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
khomskaya@imp.uran.ru*

Металлографическим, электронно-микроскопическим и локальными спектральными методами исследовали деформационные явления и структурные превращения в меди, латуни и бронзе при двух способах импульсного нагружения: сходящимися ударными волнами и потоком частиц, ускоренных взрывом.

Шаровые образцы (диаметром 40 и 60 мм) латуни Cu–37%Zn с исходной ($\alpha+\beta$)-структурой подвергали квазисферическому импульсному нагружению с давлением 50–200 ГПа. Цилиндр (диаметром 20 мм и высотой 30 мм) из бронзы Cu–12,5%Al со структурой β_1 -мартенсита нагружали плоскими сходящимися ударными волнами с давлением в центре 110 ГПа. Нагружение было выполнено в РФЯЦ–ВНИИТФ (Снежинск). Деформационное воздействие ударных волн проявляется в образовании двойников и сложных дислокационных структур во всем объеме образцов и отдельных участков сильного локализованного течения. Степень локальной пластической деформации составляет 60–80%. Обнаружены сдвиговое, струйное (кумулятивное) и вихревое (турбулентное) течения. Образование участков сильного локализованного течения зачастую предшествует зарождению трещин в образцах. При давлениях 100 ГПа и выше существенно влияние на формирование структуры сплавов оказывает остаточная температура. Показано, что структура исследуемых сплавов на основе меди при нагружении ударными волнами изменяется вследствие деформационных явлений и фазовых превращений: наблюдается образование систем микродвойников, возникновение трещин, пор, полос адиабатического сдвига, каналов локализованной деформации; $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ и $\beta_1' \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \beta_1'$ превращений в латуни и бронзе и плавление и кристаллизация в латуни.

Установлено, что структурные изменения в меди (99,97 вес.%), обработанной высокоскоростным потоком (~ 1 км/с) дисперсных (~ 60 мкм) частиц (SiC + Ni), вызываются воздействием ударных волн, созданных при соударении потока частиц с образцом, и воздействием частиц, проникших в образец. Нагружение проводили в НИИ импульсных процессов (Минск). Показано, что образование отдельных участков с высокой плотностью дислокаций, ячеистой дислокационной структурой, двойниками деформации и областями локализованного течения обусловлено возникновением в образце локальных напряжений ударного сжатия, наведенных воздействием высокоскоростного потока частиц, создающего давления до 15–20 ГПа. Характер взаимодействия большей части проникших частиц SiC с медной матрицей является упругим и не приводит к заметной пластической деформации меди вокруг частиц. При упруго-пластическом взаимодействии проникших частиц с медной преградой микрообъемы меди, примыкающие к каналам сверхглубокого проникания, претерпевают значительную пластическую деформацию, а также обогащаются материалом частиц.

Исследование выполнено в рамках комплексной программы Президиума РАН «Термофизика и механика интенсивных энергетических воздействий».

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ИНИЦИИРОВАННЫЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МИШЕНЯХ ПОТОКОМ УСКОРЕННЫХ ВЗРЫВОМ МИКРОЧАСТИЦ

Коршунов Л. Г., Зельдович В. И., Хомская И. В., Фролова Н. Ю.,
Черненко Н. Л., Хейфец А. Э.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
korshunov@imp.uran.ru*

Высокоскоростной (~1 км/с) поток частиц размером 10–500 мкм различной природы (металлы, карбиды и др.), сформированный кумулятивной струей направленного взрыва, возбуждает в металлических мишенях ударные волны и вызывает сверхглубокое проникание частиц. Совместное воздействие ударной волны и движущихся частиц существенно изменяет структурное состояние и, соответственно, физико-механические свойства материала мишени.

Металлографическим, электронно-микроскопическим, рентгеновским, магнитным и другими методами анализа исследованы структурные и фазовые превращения, инициированные в сплавах Fe–Mn, Fe–Ni, а также в аустенитных, углеродистых и быстрорежущей (Р6М5) сталях потоком ускоренных взрывом частиц SiC, (SiC + Ni). Рассмотрено влияние анализируемых превращений на прочностные (микротвердость) и трибологические свойства материалов.

Показано, что ударная волна создает в мишени высокие (до 12 ГПа) сжимающие напряжения, которые вызывают механическое двойникование, образование фаз высокого давления, дефектов упаковки (ГЦК стали и сплавы) и протекание мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения (сплавы Fe–Mn). В метастабильных аустенитных сталях тормозится мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, характеризующееся положительным объемным эффектом.

В стали Р6М5 наблюдается дробление крупных частиц карбида M_6C . Интенсивная пластическая деформация, а также мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение (аустенитные стали) локализуются вблизи каналов сверхглубокого проникания частиц. На месте сомкнувшихся каналов возникает дефектная структура, характеризующаяся аномальной химической травимостью, наличием локальных микронапряжений и, по-видимому, повышенной концентрацией вакансий. Рассмотренные структурные превращения обуславливают относительно небольшой прирост микротвердости у исследованных материалов. Присутствие каналов проникания, представляющих собой концентраторы напряжений, существенно снижает сопротивление аустенитных сталей изнашиванию. Дефекты структуры, наведенные в материале мишени потоком частиц, заметно ускоряют развитие диффузионных процессов при последующей термообработке материала. Этот эффект может быть использован для оптимизации структуры сталей с целью повышения их физико-механических и служебных свойств.

На примере образца из меди, обработанного потоком порошковых частиц (SiC + Ni), методом локального рентгеноспектрального анализа изображения в лучах Si и распределения Si вдоль линии сканирования, проходящей через частицы и окружающую матрицу, установлено, что частицы, проникшие на глубину 3–10 мм, имеют высокую концентрацию кремния. При исследовании этих частиц методом комбинационного рассеяния света были получены рамановские спектры SiC (политип 6H), что однозначно указывает на сверхглубокое проникание частиц SiC в медную мишень. Уширение линий в некоторых спектрах SiC связано с нарушением дальнего порядка и/или возникновением дефектов в структуре SiC–6H под действием нагружения.

ДЕЙСТВИЕ МОЩНЫХ УДАРНЫХ ВОЛН НА СТАЛИ И СПЛАВЫ. МАКРО-, МЕЗО- И МИКРОУРОВЕНЬ

Зельдович В. И., Хомская И. В., Хейфец А. Э., Фролова Н. Ю.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
zeldovich@imp.uran.ru

Структурные изменения, вызванные действием ударных волн в сталях и сплавах на основе железа и меди, рассматриваются на трех уровнях: макроскопическом, мезоскопическом и микроскопическом. Макроуровень соответствует визуальному (или при увеличении в несколько раз) наблюдению структурных изменений, вызванных ударно-волновым нагружением. Макроструктура дает важную информацию о геометрии распространения и взаимодействия ударных волн, особенно в случае сложных неоднородных режимов нагружения. К макроструктуре следует отнести также откольные явления и конечные стадии разрушения. Мезоуровень соответствует наблюдению микроструктуры в оптический микроскоп при увеличении в 100–1000 раз. Мезоструктура описывает эффекты локализованной деформации с различным типом течения (сдвиговое, кумулятивное, турбулентное), неустойчивые гидродинамические течения, полосы адиабатического сдвига. Такие течения происходят в объемах, охватывающих большие группы зерен, и распространяются на расстояния до нескольких миллиметров. Микроуровень соответствует наблюдениям структурных изменений, регистрируемых в электронном микроскопе при увеличениях в десятки и сотни тысяч раз. На этом уровне выполняются исследования дефектов кристаллического строения (образование двойников и их пачек, формирование деформационных дислокационных структур) и фазовых превращений, вызванных действием ударных волн. В определенных случаях по изменениям микроструктуры, сохранившимся после нагружения, можно воссоздать картину ударно-волнового движения на микроуровне (порядка десятых долей микрометра) и получить информацию о детальных особенностях взаимодействия ударных волн с веществом. В микроуровне можно выделить еще один (четвертый) уровень рассмотрения – наноуровень. К этому уровню относятся рождение и размножение дислокаций, дислокационных петель, начальные стадии зарождения микродвойников. Размерность таких дефектов кристаллической структуры составляет несколько нанометров.

В докладе рассматривается широкий спектр изменений на всех структурных уровнях, наблюдаемый в образцах сталей, железоникелевых сплавов и латуни, подвергнутых нагружению сходящимися или плоскими ударными волнами. Нагружение квазисферически сходящимися ударными волнами выполняли в РФЯЦ-ВНИИ технической физики (г. Снежинск). В докладе рассматривается геометрия распространения сходящихся ударных волн на макроуровне, эффекты локализованной деформации на мезоуровне и изменения структуры на микроуровне (двойникование, дислокационные структуры, фазовые превращения). Выполнен микроскопический анализ взаимодействия ударных волн с пластинчатой структурой, состоящей из параллельных чередующихся пластин пластичной и хрупкой фаз, на примере перлитной структуры стали. По смещению "осколков" пластин цементита, разрушенных действием ударной волны, сделаны оценки величины деформации сдвига, растяжения, вращения и скоростей деформации. Рассмотрены особенности превращения мартенсита в аустенит, происходящего в железоникелевых сплавах под действием ударных волн.

Работа выполнена по программе Президиума РАН "Теплофизика и механика интенсивных энергетических воздействий".

ПРИЛОЖЕНИЕ МОДЕЛИ ВЗАИМНО ПРОНИКАЮЩИХ АТОМОВ К ПРОБЛЕМАМ ФИЗИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

Титоров Д. Б.

*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия,
titorov@fti.udm.ru*

I. Компромиссная между классической и квантовой моделями модель – модель атомов виде неоднородного сферического (эллипсоидного) тела, состоящего из проницаемой внешней оболочки и непроницаемой внутренней области, в которую проникновение оболочек других атомов запрещено. Так, используя геометрическое представление, наглядно учитывается разная роль внутренних и внешних электронов в формировании структуры и свойств конденсированных состояний.

1. Разнообразные кристаллические и другие структуры формируются плотной упаковкой модельных атомов с разным соотношением размеров внутренней части и внешней оболочки (R_{in}/R_{sh}) при соблюдении правила парного взаимного проникновения (ПВП). В соответствии с правилом ПВП роль сил отталкивания играет роль запрета проникновения других атомов во внутреннюю область атома и в области парного взаимного проникновения (ОПВП).

2. Правило ПВП разрешает формирование различных структур из одинаковых модельных атомов за счет сдвига и изменения расстояния между атомами, что согласуется с полиморфными превращениями при деформации и изменении температуры и давления. Перестройки электронной структуры обуславливают изменение R_{in}/R_{sh} и, как следствие, аллотропические превращения.

II. Силы притяжения и отталкивания между модельными атомами обусловлены электростатическими силами и силами, которые обеспечивают тепловое расширение.

3. Атомы газовой, жидкой или твердой фаз пристраиваются к растущему кристаллу в потенциальные узлы. Координаты потенциальных узлов при геометрическом моделировании задаются выполнением правила ПВП, а реально, равновесием сил (пункт II), которые начинают действовать при проникновении в оболочки атомов растущих кристаллов оболочек атомов из внешней фазы.

4. Возникновение сил связи на межзеренных и межфазных границах обусловлено взаимным проникновением оболочек поверхностных атомов соседних зерен и фаз. Рассмотрены перемещения атомов при миграции границ.

5. Сохранение объема твердого тела при упругой деформации растяжением обусловлено уменьшением взаимного проникновения оболочек в направлении растяжения и уменьшением с их стороны кулоновских сил отталкивания. Поэтому в перпендикулярном направлении взаимное проникновение увеличивается, и тело сужается в соответствии с коэффициентом Пуассона (при сжатии – наоборот).

6. Для расчетов размеров модельных взаимно проникающих атомов наряду с данными о параметре и типе решетки простых элементов используются сведения об электронной структуре, теплоемкости, коэффициенте теплового расширения, амплитуде и частоте колебаний. Используя вычисленные размеры, тоже расчетным путем получена зависимость межатомных расстояний от состава для сплавов AuAg и AuCu, совпадающая с экспериментальными данными.

7. Рассмотрены вопросы формирования структур алмаза, графита, фуллеренов; схемы формирования структур простейших молекул и направленность межатомных связей.

8. Предложена общая схема электропроводимости.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Косицына И. И.

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

kositsyna@imp.uran.ru

Одним из основных путей повышения прочности аустенитных сталей является дисперсионное твердение за счет выделения избыточных фаз различного типа из пересыщенного γ -твердого раствора. Наиболее эффективное упрочнение стареющих аустенитных сталей достигается в результате выделения дисперсных карбидов ванадия. Дополнительный рост прочности сталей обеспечивается при совместном легировании их ванадием и молибденом, что объясняется не столько одновременным образованием различных карбидов: VC, Mo₂C и Me₆C, сколько повышением плотности выделения карбидных частиц VC, их дополнительным диспергированием, снижением скорости роста и большей термической устойчивостью за счет растворения молибдена в ванадиевых карбидах. Вклад в упрочнение карбидов молибдена Me₆C и Mo₂C мал. Показано, что величина вклада дисперсионного упрочнения в повышение прочностных характеристик при старении сталей в сильной мере зависит от концентрации углерода. Установлено оптимальное соотношение карбидообразующих элементов: C:V:Mo $\approx$ 0,5:2:2 (в мас.%).

Рассмотрено влияние легирования аустенитной матрицы на уровень упрочнения при дисперсионном твердении. Исследованы марганцевая, хромоникелемарганцевая, хромоникелевая и никелевая аустенитные стали, легированные ванадием и молибденом, содержащие 0,4–0,5 мас.% углерода. Показано, что интенсивность распада пересыщенного γ -твердого раствора и механизм выделения основной упрочняющей дисперсной фазы (V,Mo)C в сталях с примерно одинаковым содержанием углерода и карбидообразующих элементов ванадия и молибдена зависят от состава аустенитной матрицы и температурно-временных параметров старения. Максимальное упрочнение у всех исследованных сталей наблюдается после старения при температуре 650⁰C, 10–20 часов. При одинаковом содержании основных карбидообразующих элементов марганцевый аустенит в процессе старения упрочняется намного интенсивнее (45Г20Ф2М2: $\sigma_{0,2}$ = 1300 МПа), чем никелевый (45Н26Ф2М2: $\sigma_{0,2}$ = 800 МПа), хромоникелевый или хромомарганцехромоникелевый (45Х18Г10Н10Ф2М2: $\sigma_{0,2}$ = 900 МПа). В процессе карбидного старения пластичность снижается при увеличении изотермических выдержек; при этом относительное удлинение почти не зависит от состава γ -матрицы, а относительное сужение растет с увеличением содержания никеля в составе стали: 45Г20Ф2М2 – δ = 17%, ψ = 31%; 45Х18Г10Н10Ф2М2 – δ = 18%, ψ = 46%; 45Н26Ф2М2 – δ = 19%, ψ = 61%.

Показано, что влияние состава аустенитной матрицы на уровень механических свойств проявляется, главным образом, через изменение морфологии, размера и плотности распределения частиц основной упрочняющей фазы – карбида (V,Mo)C. Легирование аустенита большим количеством хрома или никеля снижает интенсивность дисперсионного твердения: в первом случае – из-за связывания части углерода в первичные сложнолегированные карбиды Me₂₃C₆, во втором случае – из-за перехода части углерода в графит. По сравнению с марганцевыми сталями легирование аустенитной матрицы хромом, а также введение никеля сопровождаются изменением механизма дисперсионного твердения и кинетики формирования упрочняющих частиц карбида (V, Mo)C, что влияет на уровень достигаемых механических свойств.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПСЕВДОМОНОКРИСТАЛЛА $Pt_{40}Fe_{60}$

Хлебникова Ю. В., Родионов Д. П., Сазонова В. А.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
phym@imp.uran.ru*

При фазовых превращениях в металлах и сплавах с ГЦК-решетками, когда новая фаза имеет тетрагональную решетку, происходит формирование доменной структуры, элементы которой либо сдвинуты, либо повернуты друг относительно друга. Такая структура образуется при мартенситном превращении в сплавах In–Ti, Cu–Mn, а также при упорядочении в сплавах Cu–Au, Fe–Pt, Fe–Pd.

В работе рассмотрены кристаллографические закономерности формирования доменной структуры в монокристалле $Pt_{40}Fe_{60}$, отличном от эквиатомного состава, но находящемся в области существования упорядоченных структур типа $L1_0$ в соответствии с диаграммой состояния [1]. Строго говоря, такой монокристалл следует называть псевдомонокристаллом, поскольку в нем образовавшаяся после упорядочения структура состоит из набора ламелей с тетрагональной решеткой. Отличительной чертой структуры монокристалла $Pt_{40}Fe_{60}$ является образование необычно крупных макроскопических двойниковых ламелей, не наблюдавшихся ранее.

Монокристаллы выращивали по методу Бриджмена в алундовых тиглях без затравки в атмосфере аргона при давлении 1,2–1,3 атм. Из кристалла были вырезаны ориентированные образцы в виде пластины толщиной 0,8 мм параллельной плоскости {100} и кубика 4x4x4 мм с огранкой по плоскостям {100}.

Методами металлографии, растровой микроскопии и рентгенографического анализа на ориентированных образцах в исследованном псевдомонокристалле выявлена структура трех уровней. Первый уровень – это два пакета пластин, образующих два полисинтетических двойника в объеме кристалла. Второй уровень – это макроскопический двойник, имеющий форму пластины и представляющий собой полидоменную пластину 2-го порядка. Длина макроскопических ламелей, наблюдаемых визуальнo на поверхности кристалла, достигает десятков миллиметров и может быть сопоставима с длиной кристалла (от 15 до 50 мм). Средняя ширина в плоскости (100) составляет величину $0,3 \pm 0,7$ мм. Полидоменная пластина 2-го порядка состоит из более мелких полидоменных пластин 1-го порядка (третий уровень), имеющих ширину в плоскости (100) от 20 до 50 мкм. Существует вероятность дальнейшего дробления структурных элементов, однако достоверно установить это методом растровой микроскопии не удастся. Установлено, что на каждом структурном уровне в паре соседних пластин (как макроскопических, так и более мелких) обнаруживаются области трех сортов, различающиеся направлением оси тетрагональности. Полученные результаты дают основание считать, что для описания процесса упорядочения в монокристалле $Pt_{40}Fe_{60}$ справедлива предложенная А. Ройтбурдом [2, 3] схема формирования полидоменных пластин при превращении кубической решетки в тетрагональную с малыми объемными изменениями.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 04-02-16031.

1. Kußmann A.V., Rittberg G.G. // Zeitschrift für Metallkunde. 1950. В.41. Z.470.
2. Ройтбурд А.Л. // ФТТ. 1968. Т.10. Вып.12. С.3619.
3. Ройтбурд А.Л. Современное состояние теории мартенситных превращений // Не-совершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. М.: Наука, 1972. С. 7-33.

ОРГАНОБЕНТОНИТОВЫЕ ФОРМОВОЧНЫЕ СМЕСИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК

Сироткин Д. Е.

ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия

DE.Sirotkin@vaz.ru

При получении отливок ответственного назначения большое количество металла уходит в брак из-за пористости, рыхлоты и других дефектов, характерных для отливок из цветных сплавов, которые в значительной степени зависят от состава смеси и количества влаги. Одним из перспективных направлений повышения качества отливок из цветных сплавов является применение безводных формовочных смесей, в которых в качестве связующего используется органобентонит, а средой набухания является углеводородная жидкость. В качестве углеводородной жидкости в безводной смеси используются продукты переработки нефти, различные минеральные и растительные масла. Огнеупорным наполнителем безводных смесей служит преимущественно кварцевый песок [1].

В ОАО «АВТОВАЗ» (г. Тольятти) и СамГТУ (г. Самара) проведены исследования физико-химических и технологических свойств безводной органобентонитовой смеси. Результаты работы показали потенциальные возможности этой смеси для изготовления прецизионных отливок. Исследованная смесь является оборотной, позволяет получить четкий отпечаток, имеет хорошую податливость, позволяет получить равномерную твердость. Живучесть данной смеси составляет порядка нескольких недель. Проведенные исследования позволили установить влияние качества углеводородной жидкости и времени перемешивания органобентонитовой смеси в бегунах на ее физико-механические характеристики, определить оптимальное количество углеводородной жидкости в составе безводной органобентонитовой смеси, выявить оптимальное количество органобентонита в составе безводной смеси, обеспечивающее максимальные физико-механические характеристики. Исследовано влияние железо-окисного пигмента, этилового спирта на свойства безводной формовочной смеси.

На основании этих экспериментальных данных был определен состав экспериментальной безводной формовочной смеси, состоящей из 95% песка кварцевого фракции 01; 5% органобентонита производства «Консит-А» (г. Москва); 2,5% (сверх 100%) индустриального масла ИНСП-110; 0,25% красного железо-окисного пигмента. При указанном составе безводная смесь имела следующие характеристики: $\sigma_{сж} = 0,08$ МПа; газопроницаемость – 40 ед.; уплотняемость – 55%; осыпаемость – 0,05%. Формовку осуществляли в опоках размерами 150x150x130 мм вручную. Масса безводной смеси в форме составляла 3,5 кг; металлоемкость легкоплавкого сплава – 5 кг. После уплотнения смеси твердость набивки форм находилась в пределах 80...90 ед. на горизонтальных поверхностях. Заливку форм из безводных смесей проводили из графитового тигля легкоплавким Sn–Bi сплавом при температуре 145 °С. После выдержки 30 мин. форму выбивали, что не представляло трудностей, поскольку смесь при нагреве не упрочнялась и не пригорала к отливке. Потери смеси с отливкой отсутствовали. В процессе получения отливок безводную смесь использовали в качестве оборотной с собственным возвратом. Полученные отливки не имели засоров, раковин, пригара. Качество поверхности было высокое.

1. Б.Н. Петров, Н.Н. Кузьмин, А.Ю. Романов, Е.Ф. Омельченко. Безводные органобентонитовые формовочные смеси. Литейное производство. 1989. № 4

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ КОМПОЗИТНЫХ ВАЛКОВ ПРОИЗВОДИМЫХ В УСЛОВИЯХ ЗАО НКМЗ С РАБОЧИМ СЛОЕМ ИЗ ПОЛУТЕПЛОСТОЙКОЙ СТАЛИ

Фельдман В. Е. Волков А. С. Ковалев Ю. М.

Ново-Краматорский машиностроительный завод, Краматорск, Украина

mgl@nkmz.donetsk.ua

В процессе эксплуатации многоклетевых станов горячей прокатки листа особое внимание уделяется качеству поверхности листа, частоте и продолжительности перевалок в сутки. Известно, что вынужденные простои стана в ходе перевалок приводят к значительным потерям прибыли металлургических предприятий. Возможным выходом из сложившейся ситуации является применение композитных валков, изготавливаемых способом электрошлаковой наплавки жидким металлом, позволяющих существенно увеличить продолжительность компании прокатки, сократить число перевалок и, тем самым, повысить производительность станов.

ЗАО НКМЗ в течение продолжительного времени производит рабочие композитные валки, которые успешно эксплуатируются на ведущих металлургических заводах Украины и России, а также на металлургических комбинатах Германии, Бразилии, Египта, Ирака, Венесуэлы и других стран.

Рабочий слой производимых валков выполнен из высокохромистого чугуна, содержащего 2,6–3,6% углерода и 20–22% легирующих элементов. Суммарное содержание эвтектических карбидов в таком чугуне составляет ~28–32%, что позволяет обеспечить высокую износостойкость рабочей поверхности валков и суммарную удельную наработку в 2,0–2,2 раза выше традиционных хромоникелевых валков. Композитные валки являются изделиями нового типа и, тем самым, заключают в себе потенциальные резервы для совершенствования. На это направлена данная работа, основной задачей которой стало повышение износостойкости валков.

При выборе нового материала для рабочего слоя композитного валка основной целью было получение более высокой стойкости к образованию оксидов за счет снижения содержания углерода и большей насыщенности матрицы хромом при неизменных прочностных показателях. При этом материал и режим его термообработки должны обеспечивать мелкое зерно, дисперсные, равномерно распределенные в объеме матрицы, карбиды, менее массивную эвтектику и низкий уровень остаточных напряжений.

В результате проведенных лабораторных плавок была получена высокохромистая сталь, содержащая 1,3–1,8% углерода и 12–18% карбидов при содержании легирующих элементов 13–16%.

В ходе исследования было установлено, что образующаяся в результате кристаллизации стали ледебуритная эвтектика имеет строение, схожее со строением высокохромистого чугуна, однако она менее массивна и в значительной мере разбивается последующей термической обработкой.

Исследованием прочностных характеристик закаленных образцов из высокохромистой стали было установлено, что предел их прочности при испытании на статический изгиб выше, чем у высокохромистого чугуна, на 20% при том же уровне твердости.

На основании результатов проведенных исследований были разработаны промышленные режимы производства композитных валков с рабочим слоем из высокохромистой стали.

АТОМНО-ЗОНДОВЫЙ АНАЛИЗ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Ивченко В. А.

*Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
ivchenko@iep.uran.ru*

Представлены результаты оригинальных исследований изменений атомной структуры различных дефектов в материалах после интенсивных внешних воздействий (включая радиационные) методами полевой ионной микроскопии (ПИМ) и атомного зонда ПИМ (АЗПИМ). С помощью этих методов можно проводить прямое прецизионное изучение реальной структуры поверхностных и приповерхностных слоев кристаллической решетки конденсированных состояний в процессе управляемого и последовательного удаления поверхностных атомов электрическим полем при криогенных температурах. АЗПИМ, представляющий собой масс-спектрометр предельного разрешения (одномерный), позволяет определять химическую природу отдельного атома поверхности посредством перемещения его изображения в зондирующее отверстие и последующего полевого испарения с помощью добавочного высоковольтного импульса. Таким образом регистрируется химический состав отдельных кластеров или частиц выделившейся фазы, которые попадают в поле зрения микроскопа в процессе контролируемого удаления одного атомного слоя за другим. Томографический атомный зонд полевого ионного микроскопа (ТАЗПИМ) позволяет реконструировать элементное распределение атомов изучаемого объекта в объеме $15 \times 15 \times L$ нм³ в процессе последовательного полевого испарения одного атома за другим с поверхности образца.

Цель работы заключалась не только в сопоставлении параметров различных дефектов (точечных, линейных, объемных) на атомном уровне после интенсивных внешних воздействий, но и в анализе вида того воздействия, который вызвал появление именно таких нарушений кристаллической решетки материала.

В процессе исследований ионно-имплантированных и облученных быстрыми нейтронами материалов методом полевой ионной микроскопии выявлены радиационные эффекты воздействия заряженных пучков частиц на приповерхностный объем атомно-упорядочивающихся сплавов (Cu₃Au) и твердых растворов (50Pd30Cu20Ag), в процессе распада которых происходит выделение атомно-упорядоченной фазы, и в чистой Pt. Явление частичной аморфизации наблюдалось на расстояниях, не менее 90 нм от облученной поверхности (Cu₃Au). Было зарегистрировано образование ультрадисперсной блочной структуры, как на поверхности, так и в приповерхностных объемах чистого металла (иридия) в результате имплантации ионов аргона.

Установлена различная структура граничной области интерфейсов в металлическом W, поликристаллическом Ni марки (НО), Cu и Ir, полученных после различных интенсивных внешних воздействий, и механически сплавленном Cu₈₀Co₂₀. В результате изучения планарных дефектов методами ПИМ, АЗПИМ и ТАЗ показано, что атомное строение повреждений кристаллической решетки непосредственно зависит от типа внешнего воздействия и определяет, в конечном счете, физико-механические свойства материалов.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 04-02-96069-р2004урал_а) и программы государственной поддержки ведущих научных школ РФ (грант НШ-639.2003.2).

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЗОТСОДЕРЖАЩИХ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ АБРАЗИВНОМ И АДГЕЗИОННОМ ИЗНАШИВАНИИ

Коршунов Л. Г., Гойхенберг Ю. Н., Черненко Н. Л.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

korshunov@imp.uran.ru

Исследовано влияние химического состава и термической обработки на микроструктуру, трибологические и механические свойства азотсодержащих (0,20–0,83% по массе азота) хромомарганцевых нержавеющей аустенитных сталей. Структуру сталей изучали методами оптической металлографии, рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии. Трибологические свойства материалов определяли в условиях абразивного и адгезионного изнашивания. Показано, что с ростом концентрации азота абразивная износостойкость сталей увеличивается, достигая при 0,70–0,83% азота уровня износостойкости стали 110Г13 (Гадфильда). В условиях адгезионного изнашивания (сухое трение скольжения стальных пар) исследуемые азотсодержащие аустенитные стали обладают пониженным коэффициентом трения ($f = 0,25–0,37$) и существенно превосходят аустенитные стали 110Г13, 12Х18Н9Т по сопротивлению тепловому изнашиванию. По сопротивлению адгезионному изнашиванию в условиях незначительно нагрева азотсодержащие аустенитные стали занимают промежуточное положение между сталями 12Х18Н9Т и 110Г13. Показано, что наличие у азотсодержащих сталей низкого коэффициента трения связано с активным развитием в них планарного скольжения дислокаций. Легирование хромомарганцевых аустенитных сталей кремнием в количестве 3,5–4,5% существенно повышает сопротивление данных материалов адгезионному изнашиванию при сохранении у них низкого коэффициента трения, что обусловлено положительным влиянием кремния на прочность и теплостойкость азотсодержащего аустенита, на активизацию в нем планарного скольжения. Развитие в исследуемых сталях при изнашивании мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения не оказывает положительного влияния на их износостойкость, что, вероятно, обусловлено повышенной хрупкостью возникающего азотсодержащего мартенсита. Присутствие в анализируемых аустенитных сталях δ -феррита в количестве до 30 об.% положительно влияет на сопротивление адгезионному изнашиванию и прочностные свойства сталей, но снижает их пластичность и сопротивление коррозионному растрескиванию. Показано, что старение по непрерывному механизму, происходящее при 600–700 °С, вызывает существенный рост прочностных характеристик исследуемых азотсодержащих сталей и лишь незначительно увеличивает их износостойкость. Прерывистый распад аустенита при температурах вблизи 800 °С, как и непрерывный распад γ -фазы при температурах старения 800 и 900 °С, снижают износостойкость азотсодержащих сталей, что, в общем случае, обусловлено обеднением аустенита азотом и хромом, а также повышенной хрупкостью выделяющейся при старении фазы Cr_2N . Электронно-микроскопическое исследования показало, что при фрикционном воздействии в тонком (несколько мкм) поверхностном слое всех исследованных материалов формируются нанокристаллические или ультрадисперсные структуры, свидетельствующие о действии в указанном слое ротационного механизма пластичности. Установлено, что при оптимальном легировании азотсодержащие нержавеющей хромомарганцевые аустенитные стали обладают весьма благоприятным комплексом трибологических и механических свойств и, таким образом, являются перспективным конструкционным материалом для деталей и узлов трения скольжения, работающих в сложных условиях нагружения (большие нагрузки, скорости, наличие абразивной и коррозионных сред).

КИНЕТИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПЕРВИЧНОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Чашухина Т. И., Дегтярев М. В., Воронова Л. М.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
highpress@imp.uran.ru

Процесс совершенствования при отжиге структуры, полученной в результате большой пластической деформации, часто классифицируется как собирательная рекристаллизация, поскольку наблюдается кинетика нормального роста зерна и образование геометрически совершенной структуры. Однако при классификации рекристаллизации важна движущая сила процесса. Для первичной рекристаллизации – это запасенная энергия деформации, для собирательной – сокращение протяженности границ зерен. Наличие запасенной энергии можно обнаружить при нагреве по тепловыделению и по образованию термоактивируемых зародышей рекристаллизации. Оба этих процесса наблюдались в материалах с субмикрокристаллической (СМК) структурой, что свидетельствует о протекании первичной рекристаллизации. Таким образом, рекристаллизация СМК структуры исследователями воспринимается неоднозначно.

Исследовали медь, железо и конструкционные стали, деформированные сдвигом под давлением. Деформация меди сопровождается динамической рекристаллизацией, а железа и сталей – непрерывным наклепом. Эти процессы привели к формированию ультрадисперсных структур разного типа с близкими размерными параметрами (100–300 нм): в железе и сталях – однородной СМК структуры с высокоугловыми границами микроструктур и смешанной структуры с высоко- и малоугловыми границами, в меди – структуры с разной плотностью рекристаллизованных зерен. Особенность этих структур – наличие готовых зародышей рекристаллизации. Нагрев проводили ниже температуры термоактивируемого зарождения (низкотемпературная рекристаллизация).

Кинетика низкотемпературной рекристаллизации определяется плотностью готовых зародышей рекристаллизации в деформированном материале. Высокая плотность зародышей в СМК структуре обеспечивает на стадии первичной рекристаллизации кинетику нормального роста зерна, а по завершении – геометрически совершенную субмикрозернистую структуру. Формирование такой структуры не предотвращает появление термоактивируемых зародышей при более высокой температуре отжига. При переходе к собирательной рекристаллизации изменение движущей силы приводит к уменьшению скорости роста зерна и перегибу на кинетической зависимости $d \sim t^{0.5}$.

При первичной рекристаллизации смешанной структуры идет рост микроструктур в матрице с ячеистой структурой по кинетике, как в умеренно деформированном материале, что приводит к крупнозернистому состоянию.

Небольшие участки геометрически совершенной структуры были получены в местах с высокой плотностью центров рекристаллизации в железе при первичной рекристаллизации смешанной структуры и в меди, когда при комнатной температуре в результате постдинамической рекристаллизации происходит столкновение зерен.

Кажущаяся энергия активации роста зерна при первичной рекристаллизации СМК структуры в железе и стали соответствует энергии активации зернограницной самодиффузии железа. В смешанной структуре ее значение ниже из-за уменьшения активационного объема.

ТЕОРЕТИКО-ГРУППОВЫЕ ПРИНЦИПЫ ТЕКСТУРНОГО АНАЛИЗА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Яшников В. П.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Московской области, Россия
yashnik@issp.ac.ru

Математический аппарат трехмерных вращений имеет многочисленные и глубокие приложения в современных исследованиях кристаллографической текстуры, как весьма удобное и эффективное средство для количественной характеристики пространственной ориентации зерен (кристаллитов) в поликристаллических материалах (как металлических, так и неметаллических). Описание ориентации зерна (кристаллита) посредством операции вращения не вызывает каких-либо принципиальных трудностей в случае материала с триклинной кристаллической симметрией, поскольку в этом случае имеется взаимно-однозначное соответствие между геометрически возможными ориентациями решетки зерна и операциями вращения пространства образца.

Если, однако, решетка зерна обладает собственными осями поворотной симметрии, взаимно-однозначное соответствие между зеренными ориентациями и операциями вращения оказывается нарушенным, вследствие чего интерпретация данных ФРО может быть существенно затруднена (из-за наличия областей повторяемости), в особенности, для материалов с высокой симметрией решетки зерна.

В связи с этим возникает проблема построения максимальной топологически связной подобласти группы трехмерных вращений $SO(3)$, внутренние точки которой находились бы во взаимно-однозначном соответствии с ориентациями зерна материала, а форма области была бы максимально простой в некотором геометрическом смысле. Это и составляет содержание проблемы приведения ориентационного пространства кристаллографической текстуры.

Развит единый теоретико-групповой подход к проблеме приведения ориентационного пространства кристаллографической текстуры. После предварительного рассмотрения группы трехмерных вращений $SO(3)$ введено понятие углового расстояния между вращениями и проанализированы различные классы преобразований, сохраняющих угловое расстояние: левые и правые групповые трансляции, внутренние автоморфизмы, неевклидовы вращения, движения общего вида, а также несобственные инверсионные преобразования группового пространства вращений. Рассмотрены аналогии с построениями классической кристаллографии и введены разбиения Дирихле–Вороного пространства вращений, двойственные к произвольному конечному семейству вращений. Показано, что разбиение Дирихле–Вороного двойственное к собственной точечной группе решетки зерна исходной ориентации в материале, является регулярным по отношению к группе правых трансляций пространства вращений, порожденной элементами этой точечной группы. Число геометрически различных многогранников, участвующих в разбиении Дирихле–Вороного, совпадает с порядком собственной точечной группы решетки зерна исходной ориентации.

Показано, что истинное ориентационное пространство текстуры (в отсутствие симметрий образца) может быть получено переходом к топологическому замыканию любой из областей Дирихле–Вороного с последующим отождествлением кристаллографически эквивалентных вращений, принадлежащих топологической границе области.

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМ60 МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Кулясова О. Б., Исламгалиев Р. К.

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия
elokbox@mail.ru*

Магниевого сплавы имеют большой потенциал для практического применения в автомобильной промышленности [1, 2] в качестве материалов с высокой удельной прочностью. Для получения изделий сложной формы путем сверхпластического формообразования очень важно развитие методов измельчения структуры магниевых сплавов. Многочисленные исследования [3] показали, что применение метода интенсивной пластической деформации равноканальным угловым прессованием (РКУП) ведет к формированию наноструктурного состояния в различных металлах и сплавах. Настоящая работа посвящена исследованию влияния микроструктуры на механические свойства магниевого сплава АМ60, подвергнутого РКУП при различных температурах (150–350 °С).

Электронно-микроскопические исследования показали, что применение метода РКУП ведет к уменьшению среднего размера зерна до 1 мкм. В микроструктуре имелись два типа частиц. Первый тип – мелкодисперсные частицы, средним размером 10–20 нм, которые встречались только внутри зерен. Второй тип – частицы $Mg_{17}Al_{12}$ с размером 0,05 – 0,2 мкм, встречались как на границах зерен, так и в самих зернах.

Результаты дифференциально-сканирующей калориметрии выявили, что в РКУП прессованных образцах исследуемого сплава фазовое превращение из одно- в двухфазную область с частицами $Mg_{17}Al_{12}$ происходит при более низких температурах, чем в исходном (литом) сплаве.

Механические испытания на растяжение показали, что РКУП при 150 °С увеличивает предел прочности сплава АМ60 со 120 МПа до 310 МПа, при одновременном сохранении пластичности (15%). Исследование деформационного рельефа подтверждает, что основным деформационным механизмом является дислокационное скольжение, и предполагает, что с уменьшением среднего размера зерна возможно развитие зернограничного проскальзывания уже при комнатной температуре.

1. Gerald S. Cole, "Issues that Influence Magnesium's Use in the Automotive Industry," Materials Science Forum, 419-422 (2003), 43-50.
2. Tadataka Kaneko, Masami Suzuki, "Automotive Applications of Magnesium Alloys," Materials Science Forum, 419-422 (2003), 67-72.
3. R.Z.Valiev, "Nanostructuring of Metals by Severe Plastic Deformation for Advanced Properties," Nature Materials, 3 (2004), 511-516.

ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В СТАЛИ 20X2H4A ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ

Малиновская В. А., Попова Н. А., Козлов Э. В.

*Томский государственный архитектурно – строительный университет,
Томск, Россия
kozlov@tsuab.ru*

Целью настоящей работы являлось изучение методом современного физического материаловедения (просвечивающей дифракционной электронной микроскопией) ГСФС, формирующихся в конструкционной стали мартенситного класса 20X2H4A при высокотемпературной нитроцементации. Использование структурного метода позволило выполнить идентификацию фазового состава стали и морфологии фаз и измерить объемные доли морфологических составляющих α -фазы и карбидных частиц. Исследование структуры стали проводилось по мере удаления от нитроцементированной поверхности материала на глубину ~ 2 мм.

В результате нитроцементации сталь 20X2H4A на поверхности образца представлена α - и γ -фазами. Структура α -фазы состоит из смеси трех морфологических составляющих: пакетного (реечного), низкотемпературного пластинчатого отпущенного мартенсита и верхнего бейнита. Объемная доля пакетного мартенсита составляет 0,1; пластинчатого низкотемпературного – 0,45; а верхнего бейнита – 0,25. γ -фаза присутствует в материале в виде зерен, объемная доля которых составляет 0,2, и в виде остаточного аустенита – с объемной долей 0,03. Внутри кристаллов отпущенного мартенсита и в пластинах верхнего бейнита присутствуют крупные частицы легированного цементита $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, а в пакетном мартенсита – самые мелкие частицы. Нитроцементация привела к образованию во всех морфологических составляющих α -фазы карбонитридов типа $\text{M}_2(\text{C,N})$ и $\text{M}_{23}(\text{C,N})_6$. Частицы $\text{M}_2(\text{C,N})$ находятся только на дислокациях в незначительных количествах, а частицы $\text{M}_{23}(\text{C,N})_6$ – в верхнем бейните, в пластинчатом и пакетном мартенсита, с объемными долями 3,5; 2,1 и 0,6, соответственно. На расстоянии ~ 2 мм от нитроцементированной поверхности образца в структуре стали зерна γ -фазы полностью отсутствуют; γ -фаза присутствует в виде прослоек остаточного аустенита, расположенных по границам и внутри мартенситных кристаллов и бейнитных пластин. Матрица стали представлена исключительно α -фазой: отпущенным мартенситом с объемной долей 0,85 и верхним бейнитом с объемной долей 0,15. Причем отпущенный мартенсит находится уже в трех морфологических модификациях: пакетный (составляющий основную часть объема матрицы стали), пластинчатый низкотемпературный и пластинчатый высокотемпературный мартенсит. По-прежнему внутри кристаллов отпущенного мартенсита присутствует цементит $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, в меньшем количестве, чем на поверхности. Карбонитриды типа $\text{M}_2(\text{C,N})$ и $\text{M}_{23}(\text{C,N})_6$, как и на поверхности материала, присутствуют во всех составляющих α -фазы, объемные доли которых несколько ниже (в пределах $\sim 0,2\text{--}0,5$).

Таким образом, нитроцементация стали привела к качественным и количественным изменениям в структуре стали, а также к образованию градиентных структур.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОСЛОЕК В МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТАХ

Трыков Ю. П., Арисова В. Н., Самарский Д. С.

ВолгГТУ, Волгоград, Россия,

mv@vstu.ru

Слоистые интерметаллидные композиты – принципиально новый класс конструкционных материалов с высокой удельной прочностью, предназначенных для использования в конструкциях различного назначения. Эффективный метод получения подобных материалов – комплексная технология, включающая сварку взрывом (СВ), прокатку и термическую обработку с целью создания на межслойной границе диффузионных прослоек с требуемыми свойствами.

Для исследований были получены двухслойные АД1-МА20 и трехслойные АД1-МА20-АД1 заготовки, сваренные на оптимальных режимах и обладающие прочностью соединения, соответствующей наиболее слабому из свариваемых металлов. Металлографические исследования соединения магния с алюминием АД1+МА20 в исходном состоянии (после СВ) показали, что интерметаллидных фаз в зоне контакта не образуется. Начиная с температуры 150°C, происходит формирование локальных участков диффузионной прослойки. Увеличение времени выдержки и температуры приводит к увеличению толщины прослоек (4 часа, 400°C – 140 мкм; 12 часов, 400°C – 210 мкм) и к незначительному снижению микротвердости в поперечном сечении исследуемых образцов. Микротвердость диффузионной прослойки имеет значения 2–3 ГПа при 150°C, 1 час и 4,5–5 ГПа при 400°C, 12 час.

Для определения фазового состава интерметаллидной прослойки по глубине проводился рентгеноструктурный анализ. Результаты показали, что на расстоянии 0,05 и 0,02 мм от границы раздела в алюминиевом слое обнаруживаются фазы Mg_3Al_2 и Mg_2Al_3 . Соотношение интенсивностей максимальных линий этих фаз говорит о большой концентрации Mg_2Al_3 на границе раздела слоев магния МА20 и алюминия АД1. Рост интерметаллидной прослойки идет в сторону АД1.

С помощью рентгеноструктурного анализа при послойном травлении образцов были получены графики изменения физического уширения линий АД1 (111 и 222) и МА20 (200 и 400), а также относительной деформации кристаллической решетки в зависимости от расстояния от зоны соединения. Формирование элементов тонкой структуры алюминиево-магниевого композита изучали на образцах после сварки взрывом и последующей термической обработки. Пластические деформации, протекающие в процессе получения КМ, приводят к сложному характеру распределения уширения рентгеновских линий и напряжений второго рода вблизи границы раздела. Максимальное уширение линий (111 и 222) сплава АД1 реализуется непосредственно на границе с МА20, где оно достигает 0,0015–0,003 Å, и резко уменьшается по мере удаления от нее, стремясь к некоторому постоянному уровню. Наибольшие напряжения второго рода характерны для границы соединения: в сплаве АД1 они достигают $1,2 \cdot 10^{-3}$, а в сплаве МА20 – $4,5 \cdot 10^{-3}$ и вызваны термическими напряжениями, которые возникают из-за разницы в физико-механических свойствах металлов. Термическая обработка при 400°C, приводит к перераспределению напряжений второго рода (МА20: $\Delta a/a = 2,2 \cdot 10^{-3}$). В слое АД1 напряжения второго рода ($\Delta a/a = 2,4 \cdot 10^{-3}$) формируются за счет образования диффузионной зоны толщиной 200–220 мкм.

БИМЕТАЛЛ ИЗ СТАЛЕЙ 50X15M2Ф-09Г2С, ПОЛУЧЕННЫЙ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Трыков Ю. П., Пономарева И. А

ВолгГТУ, Волгоград, Россия,

mv@vstu.ru

Для ряда современных конструкций ответственного назначения способ сварки взрывом представляет единственно возможное технологическое решение, позволяющее создавать качественные надежные соединения, широко используемые в промышленности.

В работе исследовался композиционный материал (сталь 50X15M2Ф + сталь 09Г2С), полученный сваркой взрывом, с толщиной плакирующего и плакируемого слоев 6 и 16 мм, соответственно.

Сталь 50X15M2Ф является коррозионостойкой сталью мартенситного класса. Служебные свойства сталей этого типа обеспечиваются закалкой с последующим отпуском. После закалки структура состоит из мартенсита и карбидов. Такая структура обладает высокой твердостью HRC 50–55.

Применение двухслойного композита из выше названных сталей позволяет сократить расход дорогостоящей легированной стали, упростить термическую обработку за счет уменьшения коробления и облегчения правки, снизить трудоемкость при резании, сверлении, шлифовании и других механических операциях.

Исследованию подвергали образцы после: сварки взрывом; правки и отжига; закалки с отпуском. Использовались микроструктурный анализ и измерения микротвердости. Рентгеновские исследования, проводимые при послойном стравливании от стали 50X15M2Ф до зоны соединения и вглубь по 09Г2С, позволили получить информацию о структурообразовании околошовной зоны.

После сварки взрывом наблюдалось некоторое увеличение микротвердости в околошовной зоне обеих сталей, что связано с наклепом этих материалов при соударении. После закалки твердость стали 50X15M2Ф резко увеличилась в 3 раза (до 6000 МПа), а в стали 09Г2С твердость повысилась незначительно. После отпуска 300°C наблюдалось некоторое понижение твердости в стали 50X15M2Ф (до 4000 МПа), что связано с понижением степени тетрагональности и началом распада мартенсита. Твердость стали 09Г2С осталась на прежнем уровне.

Проведенный рентгеноструктурный анализ показал корреляцию изменения микротвердости сталей после сварки взрывом и закалки с изменением физического уширения рентгеновских линий. Установлено, что физическое уширение связано с ростом микронапряжений. На расстоянии 0,06–0,08 мм от зоны соединения уровень микронапряжений уменьшается, но при этом идет дробление блоков с 400 до 250 Å.

Отпуск при температуре 200–300 °С приводит к частичной релаксации напряжений и уменьшению их градиента от одной стали к другой, что связано с диффузией углерода при закалке и отпуске из стали 50X15M2Ф в сталь 09Г2С на расстояние 0,24 мм от зоны соединения.

Таким образом, проведенные исследования позволили выявить наиболее опасные участки биметалла в околошовной зоне и учесть уровень напряжений при расчете работоспособности конструкций.

СТРУКТУРО- И ТЕКСТУРООБРАЗОВАНИЕ В ПРОМЫШЛЕННЫХ ГЦК-МАТЕРИАЛАХ В УСЛОВИЯХ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Печина Е. А., Демаков С. Л.*

ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия,

el_pechina@rambler.ru

** УГТУ – УПИ, Екатеринбург, Россия,*

demakof@mail.ru

Известно, что образование аксиальной текстуры в деформированных ГЦК-металлах указывает на исчерпание ресурса пластичности материала. В ходе многоцикловых методов холодной обработки металлов давлением для исправления текстуры используют промежуточные отжиги, что энергоемко. В условиях безоправочного редуцирования труб данная текстура возникает из-за неоднородности деформации материала, обусловленной действием сил трения между металлом и деформирующим элементом.

Метод вибромеханического обжатия (ВМО) имеет преимущества по сравнению с традиционными методами обработки материалов давлением. Установлено, что метод ВМО, по сравнению с прямым прессованием (ПП), не приводит к значительному изменению толщины стенки получаемых труб с уменьшением их диаметра. ВМО труб из алюминиевых сплавов АК8 и Д16, технической меди М2 и латуни Л62 не вызывает заметного изменения показателей прочности и пластичности с увеличением количества проходов материала через деформирующий элемент, по сравнению с ПП. Это обусловлено особенностями метода ВМО, деформирование в условиях которого производится сжимающим разрезным деформирующим элементом с малой амплитудой сжатия за один цикл, с фиксированной частотой и переменной скоростью деформирования по заданному закону нагружения.

В настоящей работе проведены исследования по определению влияния количества проходов при безоправочном редуцировании труб методами ВМО и ПП на структуру и текстуру промышленных алюминиевых сплавов АК8 и Д16, меди М2 и латуни Л62.

Методами световой микроскопии и рентгеновской дифракции показано, что:

- в случае ВМО и ПП наблюдается локализация деформации на внешней и внутренней поверхностях трубных образцов; при этом данные локализации на внешней поверхности меньше, чем на внутренней;
- метод ВМО, по сравнению с ПП, приводит к меньшей локализации деформации на внутренней поверхности трубных образцов, что указывает на более «щадящее» воздействие схемы деформации ВМО на материал при прохождении его через деформирующий элемент;
- с увеличением количества проходов для обоих методов характерно, например для образцов из меди М2, формирование на внешних приповерхностных слоях текстуры типа $\{110\}\langle 001\rangle$, а внутренних – $\{111\}\langle 011\rangle$; тем не менее, в случае ВМО текстура деформации более рассеянная, по сравнению с ПП, в случае которого ярко выраженная текстура деформации наблюдается уже после 1 прохода;
- на ВМО-образцах, например из меди М2, прошедших большее количество проходов, чем на прессованных, замечено более «позднее» появление текстуры типа $\{111\}\langle 011\rangle$, что хорошо согласуется с данными микроструктурных исследований.

ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРАВЛИЧЕСКИХ И ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ФОРСУНОК ВОДО-ВОЗДУШНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

Майсурадзе М. В., Эйсмонтт Ю. Г., Юдин Ю. В.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия

tofm@mail.ustu.ru

Изучены особенности капельного закалочного охлаждения форсунками с различными конструкционными параметрами. Гидравлические характеристики водо-воздушных распылителей исследовались на специально созданной лабораторной установке.

В экспериментах изучены струйные форсунки щелевого типа и центробежные форсунки со сменными шайбами и соплами. Шайба представляет собой металлический цилиндр с тремя отверстиями: одно центральное и два периферийных. Периферийные отверстия в шайбе просверлены таким образом, чтобы жидкость закручивалась, попадая в рабочий конус. Опыты проводились при давлениях 200 кПа, 250 кПа и 300 кПа на расстояниях 0,2...0,6 м до охлаждаемой поверхности.

Построены кривые распределения удельного расхода воды в поперечном сечении факела для центробежных форсунок и в поперечном и продольном сечениях – для струйных форсунок. Критерием оптимальной конструкции распылителей являлось стандартное отклонение удельного расхода воды по сечению факела. Удельный расход определялся по специально разработанной методике с использованием набора емкостей для сбора воды, распыленной форсунками.

Установлено, что наиболее оптимальной конструкцией обладает струйная щелевая форсунка с особой конструкцией сопла. Данная форсунка обладает наименьшей разностью значений удельного расхода воды по сечению факела (0,2...0,7 л/м²с) и имеет достаточно большой удельный расход воды на единицу охлаждаемой поверхности – до 1,5...2 л/м²с.

Исследованные форсунки центробежного типа не обладали равномерным распределением воды по сечению факела; разброс значений достигал 1,5... 3 л/м²с, что связано с некоторыми недостатками конструкции предложенных форсунок.

Изучены теплотехнические параметры форсунок с помощью пластинчатого термомондза, изготовленного из нержавеющей аустенитной стали марки 12Х18Н10Т. Толщина термомондза 3 мм, размер пластины 150×200 мм. Нагрев термомондза осуществлялся в электрической печи до температуры 720...850 °С; использованы термопары ХА.

Получены зависимости коэффициента теплоотдачи от температуры охлаждаемой поверхности для струйной форсунки щелевого типа. Установлено, что с увеличением расстояния до охлаждаемой поверхности максимум коэффициента теплоотдачи снижается. При увеличении расстояния от 300 до 500 мм максимальное значение коэффициента теплоотдачи снизилось от 5100 Вт/м²град до 4500 Вт/м²град, а температура, при которой достигалось максимальное значение коэффициента теплоотдачи, оставалась постоянной во всех проведенных опытах.

Результаты работы могут быть применены при проектировании охлаждающих устройств на предприятиях металлургической отрасли.

КОМПЬЮТЕРНОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕМЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ

Демидов А. В.

*С.-Петербургский государственный университет технологии и дизайна
Санкт-Петербург, Россия*

При исследовании процессов релаксации или ползучести полимерных материалов с учетом влияния температуры обычно прибегают к температурно-временной аналогии [1], недостатком чего является то, что вязкоупругие характеристики определяются для фиксированных значений деформации или напряжения и, таким образом, не могут быть распространены на другие значения деформации и напряжения.

Иные методики [2] предполагают нахождение деформационных характеристик для многочисленных значений температуры (тем самым значительно увеличивая число определяемых параметров), либо исследование деформационных процессов проводится при температуре, которая изменяется по заранее определённом сценарию (известная зависимость температуры от времени, соответствующая равномерному нагреванию или охлаждению образца и т.п.), что фактически привязывает значения температуры к соответствующим временным значениям, подменяя две переменные (время и температуру) одной.

Указанных недостатков удаётся избежать, учитывая зависимость функций среднестатистических времен релаксации и запаздывания [3] от температуры, а также температурную зависимость остальных деформационных характеристик. Задача определения функции среднестатистических времен релаксации или запаздывания для произвольного значения температуры из заданного температурного диапазона решается нахождением угла поворота графика (как функции температуры) эталонной функции среднестатистических времен релаксации или запаздывания, определённой при некоторой фиксированной температуре. Как подтвердили расчеты, угол поворота в первом приближении можно считать линейно зависящим от значения температуры. Данный поворот графиков физически оправдан, так как при изменении температуры соответствующим образом изменяются значения времён релаксации при одинаковых значениях деформации или значения времен запаздывания при одинаковых значениях напряжения. Точка пересечения графиков функций среднестатистических времен релаксации или запаздывания определяется расчётом.

Аналогично, исследуя характер зависимости остальных параметров от температуры (модуля упругости, модуля вязко-упругости, начальной и предельно-равновесной податливости; параметров интенсивности процессов релаксации и ползучести), можно, в первом приближении, считать эту зависимость линейной от температуры, что значительно упрощает процесс прогнозирования.

Следует заметить, что предложенный метод определения механических характеристик при переменной температуре использует минимальное число физически обоснованных параметров и не зависит от закона изменения температуры.

1. Федоровский Г.Д. //Вестник Ленингр. ун-та. Матем., механ., астроном. 1990. – №15, вып.3.– С. 87–91.
2. Сталевич А.М., Подрезова Т.А. //Химические волокна, 2000.– № 5.– С. 22–25.
3. Макаров А.Г. //Известия ВУЗов. Технология текстильной промышленности, 2000.– № 2.– С. 12–16.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Прокофьева О. В., Бейгельзимер Я. Е., Эфрос Б. М., Варюхин В. Н.

*Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина,
prokofok@land.ru*

В настоящее время активно развиваются технологии, направленные на получение материалов с ультрамелкозернистой структурой методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Ввиду этого, возможность прогнозирования характеристик структуры материала, получаемого после того или иного процесса обработки, имеет большое практическое значение. Инструментом для получения такой информации зачастую выступает математическое моделирование, которое позволяет подбирать оптимальные схемы деформирования, рассчитывать момент разрушения заготовки для данного процесса, а также проследивать эволюцию структурных характеристик материала.

В данном докладе представлены результаты, полученные в рамках континуальной модели фрагментации и разрушения поликристаллов при пластической деформации, которая основана на принципе взаимной дополнителности этих двух процессов (т.е., снижение интенсивности одного из них влечёт за собой повышение интенсивности другого, и наоборот). Предлагаемое описание эволюции структуры материала опирается на два скалярных параметра. Степень развитости сети большеугловых границ отражает параметр S – их суммарная длина на единицу площади сечения представительно-го объема материала. Количественной мерой степени разрушения представительного объема выступает суммарный объем пор Θ в единице объема материала.

Разработанная модель была применена для описания конкретного процесса обработки металлов – винтовой экструзии (ВЭ), суть которой состоит в продавливании призматической заготовки через матрицу с винтовым каналом. Особенность процесса состоит в сохранении идентичности начальной и конечной формы обрабатываемой заготовки, что возможно только при смене направления деформирования внутри винтового канала, поэтому ВЭ относится к циклическим (существенно немонотонным) процессам нагружения. Результаты моделирования показали, что при циклической деформации создаются благоприятные условия для залечивания микронесплошностей в материале, что обеспечивает ему более высокую пластичность, однако фрагментация структуры при этом протекает менее интенсивно по сравнению с монотонным деформированием.

Одним из путей повышения интенсивности измельчения субструктуры материала при циклической деформации является увеличение её амплитуды. Для ВЭ это можно реализовать при помощи схемы чередующихся винтовых матриц с ориентацией по- и против часовой стрелки. Согласно модельным расчетам, такая схема обеспечивает некоторое повышение интенсивности фрагментации структуры, но сопровождается активным ростом пористости деформированного материала, что неблагоприятно сказывается на его структуре и свойствах.

В работе рассмотрена роль противодействия при ВЭ по схеме с чередующимися разноимёнными матрицами. Расчёты показали, что увеличение давления в очаге деформации позволяет интенсифицировать фрагментацию структуры материала и одновременно понизить его пористость, что делает данную схему оптимальной из всех рассмотренных в данной работе.

ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ДЕМПФИРУЮЩИХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

Скворцов А. И., Кондратов В. М., Скворцов А. А.

Вятский государственный университет, г. Киров, Россия,

scvortsov@vgu.ru

Естественно предположить, что термомангнитная обработка путем воздействия на магнитокристаллическую структуру может менять демпфирующие свойства сплавов с магнитомеханической природой внутреннего трения. Если рассматривать проблему шире, то представляет научный и практический интерес изучение связанных с термомангнитной обработкой закономерностей изменения структуры и свойств (в данном случае – демпфирующих) магнитомягких сплавов Fe.

Интенсивность воздействия термомангнитной обработки на внутреннее трение магнитомягких сплавов Fe в значительной мере зависит от их структуры. Изучено влияние четырех характеристик структуры и состава на изменение демпфирующих свойств сплавов Fe при термомангнитной обработке: величины зерна феррита, графитных включений в ферритной матрице, содержания примесей в сплавах с ферритной структурой, содержания ванадия и алюминия в ферритных сплавах.

1. Чем крупнее зерно феррита в сплавах с ферритной и феррито-графитной структурами, тем больше прирост за счет термомангнитной обработки внутреннего трения в интервале амплитуд до примерно амплитуды его максимума. Это обусловлено уменьшением жесткости магнитокристаллической структуры с ростом величины зерна.

2. В высокоуглеродистых графитизированных сталях изменение демпфирующих свойств в результате термомангнитной обработки невелико, что обусловлено большим числом диамагнитных включений графита в относительно мелкозернистой ферритной матрице. Т.е. такие стали обладают низкой способностью к получению при термомангнитной обработке магнитной структуры, которая обладала бы облегченной перестройкой при механических колебаниях.

3. Чистота мелкозернистых сплавов мало влияет на изменение основных параметров внутреннего трения при термомангнитной обработке. Повышение же чистоты крупнозернистых сплавов существенно увеличивает значение этих параметров за счет термомангнитной обработки. Т.е. более чистые крупнозернистые сплавы обладают более высокой способностью к эволюции магнитокристаллической структуры при термомангнитной обработке в состояние, более восприимчивое к перестройке доменной структуры при циклической деформации.

4. Изменение содержания V и Al в ферритных сплавах (как чистых, так и пониженной чистоты) незначительно воздействует на изменение параметров внутреннего трения при термомангнитной обработке. Причиной являются незначительные структурные изменения при изменении состава сплавов в исследованных интервалах концентраций.

Изменение демпфирующих свойств ферромагнитных сплавов Fe при термомангнитной обработке обусловлено изменениями кристаллической и магнитной структур, что выявлено методами рентгеноструктурного анализа, ядерной гамма-резонансной спектроскопии, ферромагнитного резонанса, изучения магнитной доменной структуры.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ФЕРРОМАГНИТНОГО РЕЗОНАНСА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОПТИМИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

Скворцов А. И.

Вятский государственный университет, г. Киров, Россия,

scvortsov@vgu.ru

Сведения о ферромагнитном резонансе в сплавах Fe крайне скудны. Это, в первую очередь, связано с трудностью интерпретации экспериментальных результатов.

Информативность метода ферромагнитного резонанса обусловлена зависимостью резонанса прецессии магнитных моментов электронной системы во внутреннем эффективном магнитном поле сплава от дефектности структуры: плотности дислокаций, двойников, вакансий, межузельных атомов, протяженности границ зерен, субзерен.

Исследования ферромагнитного резонанса проводили на радиоспектрометре РЭ-1301. Образец располагали в рабочем пространстве так, чтобы его диаметрально направленные находились в плоскости, совпадающей с направлением СВЧ-поля (частота 9,34 ГГц) и с направлением меняющегося по напряженности (до 8 кЭ) постоянного магнитного поля, перпендикулярного направлению СВЧ-поля. Каждый образец снимали в восьми положениях, вращая его в плоскости после очередной съемки последовательно через 22,5°. Цель такой съемки – нивелирование возможной анизотропии прокатки путем усреднения результатов. При анализе результатов исследований некорректные результаты отбрасывались.

Получены численные значения параметров линии поглощения чистого железа. В интервале напряженностей постоянного магнитного поля до 8 кЭ наблюдается одна линия поглощения. Ее параметры: резонансное магнитное поле $H_p = 514$ Э, ширина линии $\Delta H = 1410$ Э (среднеарифметическое из 13 измерений). Результаты можно использовать в качестве эталонных при анализе результатов исследования ферромагнитного резонанса сплавов железа по аналогичной методике.

Ширина линии поглощения Fe и его сплавов в отожженном состоянии, в деформированном состоянии (прокатка на 90–95%) и в состоянии после последующего отжига существенно зависит от искаженности кристаллической структуры, в частности, от различия между размерами атомов легирующего элемента и Fe. При этом величина резонансного магнитного поля существенно зависит от удельной поверхности границ зерен.

При исследовании анизотропии в сплавах Fe–Cr были получены следующие результаты: а) степень структурной анизотропии соответствует размеру зерна; б) термомангнитная обработка мало влияет на степень структурной анизотропии в мелкозернистых сплавах (сплавах с полным α – γ превращением) и заметно снижает ее в сплавах с более крупным зерном (сплавах с частичным α – γ превращением и без α – γ превращением). При этом степень структурной анизотропии k_a выражали отношением площади S_a , отражающей отклонение линии поглощения от эталонной, к интенсивности данной линии поглощения I

$$k_a = S_a / I = S_a / (I_0 \Delta H) = S_a / [I_0 \sqrt{3} (H_2 - H_1)],$$

где I_0 – расстояние между максимумом и минимумом производной I' на графике I' – H , ΔH – ширина линии поглощения, H_2 и H_1 – напряженности постоянного магнитного поля соответственно минимума и максимума на графике I' – H .

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Лоладзе Л. В., Эфрос Н. Б., Шишкова Н. В., Эфрос Б. М., Варюхин В. Н.

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина,
efros@ukr.net*

Развитие современной техники связано с использованием новых высокопрочных материалов. Поэтому азотсодержащие аустенитные стали, благодаря своему уникальному комплексу свойств (высокий уровень прочности, повышенные пластичность и вязкость разрушения, высокая коррозионная стойкость, немагнитность и др.), являются перспективными материалами для использования в различных областях промышленности. Известно, что существенное повышение прочностных свойств азотсодержащих аустенитных сталей может быть достигнуто путем суперпозиции различных механизмов упрочнения, например, твердорастворного, зернограницного, дисперсионного и деформационного (дислокационного) механизмов.

В этой связи, целью настоящей работы являлся поиск оптимальных концентраций азота и рациональных параметров термомеханической обработки азотсодержащих аустенитных сталей, которые в суперпозиции должны обеспечивать высокий уровень свойств.

В качестве объектов исследования были выбраны аустенитные стали на основе Fe–Cr–Mn твердого раствора замещения и внедрения, имеющие критические точки M_H и M_d ниже комнатной температуры, в которых концентрация азота варьировалась до 0,8 мас.%. В качестве методов предварительной пластической деформации использовались как одноосное растяжение, так и гидроэкструзия со степенями логарифмической деформации $e = 0–0,7$.

В работе показано, что с ростом концентрации азота в сталях данного класса характеристики прочности увеличиваются практически линейно в соответствии с моделью Фриделя. В результате проведенного исследования также было показано, что в изученных сталях величина зернограницного коэффициента K_V с увеличением концентрации азота возрастает. При этом вклад зернограницного упрочнения в исследованном интервале размера зерна d_z в данных сталях заметно меньше, чем величина вклада твердорастворного упрочнения. Полученные результаты свидетельствуют, что гидроэкструзия вызывает значительный рост прочностных свойств азотсодержащих аустенитных сталей, однако при этом показатели пластичности несколько снижаются, оставаясь на достаточно высоком уровне.

В цикле баротермомеханической обработки образцы азотсодержащих аустенитных сталей после гидроэкструзии подвергались термической обработке: старению в интервале температур $T_{стар} = 400–800$ °С с выдержкой $\tau_{стар}$ до 10 ч.

В результате проведенных исследований было определено соотношение вкладов различных механизмов (твердорастворный, зернограницный, дисперсионный и дислокационный (деформационный)) в суммарное упрочнение азотсодержащих аустенитных сталей.

Полученные результаты позволили установить оптимальные режимы баротермомеханической обработки, позволяющие обеспечить максимальный комплекс механических свойств азотсодержащих аустенитных сталей.

ДЕГРАДАЦИЯ ВРЕМЕННОЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Березовская В. В., Эфрос Б. М.*, Гладковский С. В., Конакова И. П.

Уральский политехнический институт – УГТУ, Екатеринбург, Россия,

gsv@mtf.ustu.ru

* Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина,

efros@ukr.net

Проблема влияния среды на физико-механические свойства материалов принадлежит одному из самых актуальных направлений современного материаловедения. Известно, что коррозионная среда может существенно влиять на характеристики сопротивления разрушению материалов при статическом и динамическом нагружении. Одним из негативных проявлений влияния среды является деградация временной прочности материалов при испытании на замедленное разрушение (ЗР). Сопротивление ЗР существенным образом зависит от внутренних (структура) и внешних (параметры обработки) факторов.

В данной работе изучали стали на основе Fe–Ni твердого раствора на склонность к ЗР в различных коррозионных средах и влияние параметров термопластической обработки на коррозионно-механические свойства и характер разрушения исследованных сталей.

Объектами исследования были стали 03Н18М4Т, 03Х11Н10М2Т и 03Н18К3М3Т промышленной выплавки. Склонность сталей к ЗР оценивали на воздухе, в дистиллированной воде и в 3,5%-м водном растворе хлорида натрия. Деформацию образцов проводили методом гидроэкструзии (ГЭ) со степенями обжатия $\varepsilon = 0\text{--}50\%$.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что максимальная склонность к разрушению проявляется при испытаниях в воде. Рассчитанное относительное падение прочности при выдержке под нагрузкой $(\sigma_K - \sigma_\tau)100\%/\sigma_K$ (где σ_K – среднее значение кратковременной прочности; σ_τ – среднее значение прочности при действии под нагрузкой в течение времени τ) для длительности испытаний 500 ч составляет 16, 79 и 92% для воздуха, раствора хлорида натрия и воды, соответственно.

Механические испытания показали, что характер разрушения образцов данных сталей при динамических испытаниях (КСТ) изменяется с ростом $T_{стар}$ так же, как и при испытании на кратковременную прочность. Это подтверждается и одинаковой зависимостью значений σ_K и КСТ от температуры старения. Поскольку эти результаты получены на воздухе, а наибольшая склонность сталей к ЗР проявляется в этих же интервалах $T_{стар}$, то можно предположить, что процессы, ответственные за охрупчивание данных сталей на воздухе, обуславливают и их разрушение в воде.

На основании сравнения температурной и деформационной зависимостей относительного падения прочности, средней скорости распространения трещины, а также значений порогового напряжения показано, что наибольшей склонностью к ЗР исследованные стали обладают после старения при температурах $\approx 400\text{--}430^\circ\text{C}$ и после ГЭ со степенями обжатия $\varepsilon \approx 5$ и $\varepsilon \approx 20\%$.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Эфрос Б. М., Ивченко В. А. *, Дерягин А. И. **, Эфрос Н. Б.,
Милявский В. В. ***, Шишкова Н. В., Лоладзе Л. В., Варюхин В. Н.

ДонФТИ НАНУ, Донецк, Украина, efros@ukr.net

** ИЭФ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, voka_2000@mail.ru*

*** ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, deryagin@imp.uran.ru*

**** ИЭВП РАН, Москва, Россия, vlvme@ihed.ras.ru*

Повышенный интерес в последние годы к наноструктурным (НС) материалам, которые включают в себя как нанокристаллические, так и наноразмерные материалы, связан с тем, что их физико-механические характеристики существенно отличаются от свойств обычных материалов. Большая доля границ структурных элементов и их особое неравновесное состояние в НС материалах (средний размер структурных элементов $\approx 10\text{--}100$ нм) позволяют формировать заранее заданные и рекордные их свойства. Нанокристаллические материалы получают с помощью интенсивных внешних воздействий (ИВВ).

Цель работы заключалась не только в сопоставлении параметров изменения дефектной структуры и свойств разных НС материалов на различных масштабных уровнях, но и в анализе вида ИВВ, которые вызвали появление именно таких нарушений кристаллической решетки материалов.

В работе представлены результаты исследования отдельного и комбинированного влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) (методы кручения под давлением и пакетной гидроэкструзии), ударно-волнового нагружения (УВН), ионной имплантации (ИИ), высокого гидростатического давления (ВГД) и термического воздействия (ТВ) на различные материалы.

При исследовании атомного строения дефектной структуры НК металлов (Ir, W, Ni и Cu) после ИПД и ИИ методом полевой ионной микроскопии было впервые показана возможность формирования субнанозерен.

Воздействие УВН на материалы (Cu, латунь, стали) приводит к специфическому изменению прочностных свойств, которое обусловлено соответствующими трансформациями дефектной структуры.

Комбинированное воздействие различных ИВВ на НР материалы, например, типа SiO_xN_y , привело к увеличению интенсивности фотолюминесценции, что, по-видимому, обусловлено индуцированием дополнительного образования центров светоизлучающей рекомбинации в метастабильных областях имплантированных оксинитридных слоев. Природа этих центров, возможно, связана с $\equiv\text{Si}\text{--}\text{Si}\equiv$ центрами и комплексами, захватывающими атомы Ge (например $\equiv\text{Si}\text{--}\text{Ge}\equiv$ или $\equiv\text{Ge}\text{--}\text{Ge}\equiv$ центры). ГД в течение ТВ имплантированных пленок SiO_xN_y не приводит к новым рекомбинационным центрам в исследованном интервале $\Delta T_{\text{отж}}$, а, скорее всего, благоприятствует росту их количества. Важным в этом случае является тот факт, что ВГД в течение ТВ благоприятствует образованию центров и комплексов, которые являются ответственными как за фиолетовый пик, так и за зеленый пик.

Таким образом, полученные результаты исследования свидетельствуют, что структура и свойства различных материалов зависят в существенной мере от типа, интенсивности и суперпозиции ИВВ, которые и определяют, в конечном счете, физико-механические свойства исследованных материалов.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СТАРЕНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ

Катаева Н. В., Валиуллин А. И., Косицын С. В., Татауров Д. В.*

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,

kataeva@imp.uran.ru

* УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия

Сплавы на основе моноалюминидов никеля считаются перспективными функциональными сплавами с высокотемпературным эффектом памяти формы (ВТЭПФ). Практическому использованию этих сплавов препятствуют их высокая хрупкость в поликристаллическом состоянии, а также термическая нестабильность пересыщенного β -твердого раствора, проявляющаяся в его стремлении к распаду при рабочих температурах ВТЭПФ с выделением фаз Ni_2Al и Ni_5Al_3 .

Методом спиннингования расплава на вращающийся стальной барабан были изготовлены ленточные микрокристаллические образцы сечением 0,02×2 мм из сплавов (ат.%): $\text{Ni}_{62,5}\text{Al}_{37,5}$, $\text{Ni}_{64}\text{Al}_{36}$, $\text{Ni}_{65}\text{Al}_{35}$, $\text{Ni}_{66}\text{Al}_{34}$, $\text{Ni}_{64}\text{Al}_{32}\text{Cr}_4$, $\text{Ni}_{56}\text{Al}_{34}\text{Co}_{10}$, $\text{Ni}_{64}\text{Al}_{34}\text{Si}_2$. Резистометрическим методом были измерены температурные интервалы как мартенситных превращений, так и распада пересыщенных твердых В2- или L_{10} - растворов, а электронно-микроскопическим – исследованы структурные особенности этих процессов.

Во всех исследованных сплавах (кроме $\text{Ni}_{62,5}\text{Al}_{37,5}$) при скоростной кристаллизации сформировался пакетный L_{10} -мартенсит; пластинки в пакетах находятся друг к другу в двойниковой ориентации с плоскостью двойникования $\{111\}_{\text{L}_{10}}$. В сплавах, имеющих температуру начала обратного мартенситного превращения A_n выше 250 °С, при температурах изотермической выдержки от 250 °С до 350 °С получает развитие процесс распада: $\text{L}_{10}^{\text{пересыщ.}} \rightarrow \text{L}_{10}^{\text{пересыщ.}'} + \text{Ni}_5\text{Al}_3$, с появлением в структуре наночастиц стабильной фазы Ni_5Al_3 . Это сплавы $\text{Ni}_{65}\text{Al}_{35}$, $\text{Ni}_{66}\text{Al}_{34}$, $\text{Ni}_{64}\text{Al}_{32}\text{Cr}_4$ и $\text{Ni}_{56}\text{Al}_{34}\text{Co}_{10}$. Образование частиц Ni_5Al_3 размером 3–5 нм происходит на двойниковых границах L_{10} -мартенсита, что ведет к стабилизации его по отношению к обратному сдвиговому превращению вплоть до полного подавления термоупругого $\text{L}_{10} \leftrightarrow \text{B2}$ превращения. При изотермических выдержках от 1 до 6 ч при 450 °С в сплавах $\text{Ni}_{65}\text{Al}_{35}$, $\text{Ni}_{66}\text{Al}_{34}$ и $\text{Ni}_{64}\text{Al}_{34}\text{Si}_2$ приходит распад $\text{B2}^{\text{пересыщ.}} \rightarrow \text{B2}^{\text{пересыщ.}'} + \text{Ni}_2\text{Al}$ с выделением наночастиц метастабильной фазы Ni_2Al размером около 3–5 нм при сохранении, в целом, мартенситной структуры. Повышение температуры отжига до 550 °С приводит к развитию процесса распада во всех исследованных БЗР-сплавах: $\text{B2}^{\text{пересыщ.}} \rightarrow \text{B2}^{\text{пересыщ.}'} + \text{Ni}_5\text{Al}_3$. В B2 -матрице выделяются многочисленные частицы Ni_5Al_3 стержневидной формы, вытянутые вдоль двух-трех определённых кристаллографических направлений матрицы.

На основе данных комплексного исследования построены диаграммы изотермического распада пересыщенного β -твердого раствора (так называемые С-образные кривые) для БЗР-сплавов $\text{Ni}_{65}\text{Al}_{35}$ и $\text{Ni}_{56}\text{Al}_{34}\text{Co}_{10}$. С помощью диаграмм удалось выявить температурные интервалы устойчивости пересыщенного β -твердого раствора.

Предложены предварительные кратковременные отжики, позволяющие стабилизировать термоупругое высокотемпературное мартенситное превращение в исследованных сплавах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 03-03-32523.

МОДИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГ МАЛЫМИ ДОЗАМИ ИОННОГО И ФОТОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Тетельбаум Д. И., Курильчик Е. В., Азов А. Ю., Менделева Ю. А., Егоянц П. А.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета имени Н. И. Лобачевского, Н. Новгород, Россия,
tetelbaum@phys.unn.ru

Известны такие нетрадиционные методы модификации механических свойств металлов и сплавов, как ионная имплантация, лазерная и плазменная обработки и др. Менее известны методы малодозного ионного облучения и облучения слабым световым потоком [1]. В этих методах изменения механических свойств, в общем случае, не связаны с нагревом или изменением состава и распространяются на глубины, превосходящие на порядки величин глубину проникновения облучающих частиц (эффект дальнего действия).

В работе дан обзор исследований, выполненных нами в указанных направлениях. Основным методом детектирования изменений механических свойств было измерение микротвердости. Эксперименты проводились с фольгами толщиной 20–300 мкм ряда металлов и сплавов.

Установлено, что закономерности для обоих методов обработки имеют много общего. Так, сходный немонотонный характер имеют дозовые зависимости (если измерять дозы в Дж/см²) изменений микротвердости на обратной (необлученной) стороне фольги; в обоих случаях большую роль играет структурное совершенство материала. В то же время существуют специфические черты. В случае ионного облучения изменение микротвердости на обратной стороне имеет место лишь при превышении определенного порога по энергии ионов ($E \geq 30$ кэВ), тогда как энергия фотонов – порядка 1 эВ и менее. При облучении ионами изменения сохраняются неопределенно долго, а при облучении фотонами релаксация происходит в течение нескольких десятков или сотен минут, с энергией активации $\sim 0,2$ эВ. Характерной чертой при облучении светом является влияние спектрального состава: при использовании видимого света (лампы накаливания) микротвердость меняется только с обратной стороны, а при ИК-облучении или при использовании фильтров, поглощающих коротковолновую часть спектра, как и в случае ионного облучения – с обеих сторон. Влияние света отсутствует при облучении фольг, у которых непосредственно перед воздействием света удален естественный окисел. Изменения микротвердости под влиянием ионов или фотонов проникают через границы раздела при облучении стопок из 2–3 фольг.

Кроме изменений микротвердости, обнаружены следующие явления: изменение пределов прочности и текучести при исследованиях облученных светом фольг; аномально глубокая (сквозная) диффузия внедряемых ионов бора, обнаруживаемая методами ВИМС и РФС. Методами сканирующей зондовой микроскопии выполнены исследования поверхностных явлений при облучении.

Предложены модели эффекта, в основе которых лежит представление о перестройке дефектной структуры металла под действием потока энергии при наличии возбужденных им деформационных волн. В случае облучения светом анализируется роль электронных процессов в системе металл – оксидный слой (естественный окисел). Обсуждаются пути практического использования эффекта.

1. Д.И. Тетельбаум, В.Я. Баянкин. Эффект дальнего действия.– Природа, 2005.– № 4.– С.9–17.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ РАДИАЦИОННЫХ КЛАСТЕРОВ В ГЦК-МАТЕРИАЛАХ ПОСЛЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Козлов А. В.^{*}, Ивченко В. А., Попова Е. В., Овчинников В. В.

ИЭФ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

^{} ФГПУ «ИРМ», Заречный, Россия*

lena@iep.uran.ru

Радиационные кластеры, формирующиеся при каскадообразующем облучении, являются продуктом эволюции каскадных областей. Количественная информация о кластерах может быть использована для верификации расчетов каскадной повреждаемости, в частности, каскадной эффективности. Данные о концентрации кластеров и среднем числе вакансий, содержащихся в них, позволяют получить общее количество запасенных в них вакансий и использовать их для сопоставления с результатами расчетов каскадной повреждаемости. Корректность такого сравнения тем выше, чем ниже температура нейтронного облучения.

Целью работы являлось экспериментальное изучение радиационных кластеров, образующихся в ГЦК-материалах при низкотемпературном нейтронном облучении методами дилатометрии, полевой ионной (ПИМ) и трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ). Радиационные кластеры изучались: в промышленной аустенитной стали Х16Н15М2Г (ЧС-68), облученной в реакторе ИВВ-2М при температуре 310 К до флюенса промежуточных и быстрых нейтронов (с $E > 0,1$ МэВ) $6,7 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-2}$; в модельном материале Pt (чистоты 99,99%) с той же ГЦК-структурой в исходном состоянии и после облучения в реакторе ИВВ-2М при температуре 310 К до флюенса промежуточных и быстрых нейтронов (с $E > 0,1$ МэВ) $3,5 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$.

В результате облучения стали ЧС-68 и чистой Pt, в этих материалах методами ПИМ и ТЭМ было обнаружено большое количество радиационных кластеров, инициированных взаимодействием ускоренных нейтронов с веществом. Установлено, что эти дефектные области представляют собой обедненные зоны, содержащие отдельные вакансии, а также небольшие вакансионные комплексы, с «ореолом» межузельных атомов. Проведена количественная оценка размеров таких радиационных дефектов и экспериментально установлена их плотность в объеме. Так, нейтронное облучение стали ЧС-68 при температуре 310 К до флюенса $6,7 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-2}$ вызывает образование радиационных кластеров, средний диаметр которых по данным ТЭМ составляет ~ 3 нм. Экспериментально измеренная концентрация радиационных кластеров в стали ЧС-68 составила $(5,1 \pm 3,4) \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$. Методом ПИМ установлено, что после нейтронного облучения Pt при температуре 310 К до флюенса $3,5 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$ в ней образуются кластеры среднего размера 3,2 нм, концентрация которых составляет $\sim 9 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$, при средней концентрации вакансий в кластере 9%.

Размерные изменения образцов при отжиге радиационных кластеров, рассчитанные в стали ЧС-68 по результатам ТЭМ и в Pt по данным ПИМ, удовлетворительно согласуются с результатами, полученными в дилатометрических экспериментах. Используя температурные зависимости КТЛР необлученных и облученных образцов, оценили среднюю энергию миграции вакансии, которая составила 1,45 эВ для стали ЧС-68 и 1,30 эВ для Pt.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 03-02-16560-а) и программы государственной поддержки ведущих научных школ РФ (грант НШ-639.2003.2).

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Sc, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кайбышев Р. О., Автокротова Е. В., Сухопар О. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

Sukhopar@imsp.da.ru

Целью данной работы являлось определение температурно-скоростных условий проявления эффекта сверхпластичности в алюминиевом сплаве 1570, подвергнутом многократной ковке с последующей прокаткой. Сплав 1570, использованный для данных исследований, имел следующий химический состав: Al–5,7%Mg–0,4%Mn–0,32%Sc (в весовых процентах). Многократная ковка (МК) образцов проводилась в штампе при температуре $T = 300$ °С. Истинная степень деформации составила $e \sim 15$ (после 12 проходов) и $e \sim 4$ (после 3 проходов). Холодная прокатка проводилась при комнатной температуре до степени деформации $e \sim 1,7$, а изотермическая – при температуре $T = 300$ °С до степени деформации $e \sim 2,3$ после 12 проходов и $e \sim 1,9$ после 3 проходов. Механические испытания проводили по схеме “растяжение” на универсальном динамометре "INSTRON-1185" в интервале температур 350...500 °С и скоростей деформации $10^{-3} \dots 10^{-1}$ с⁻¹. Для исследования микроструктуры образцов применялись следующие методики: оптическая металлография, просвечивающая электронная микроскопия, сканирующая электронная микроскопия (EBSD анализ).

На основании проделанной работы были сделаны следующие выводы. Деформационно-термическая обработка, включающая многократную ковку с последующей изотермической прокаткой, позволяет получить однородную мелкозернистую структуру в образцах сплава 1570 со средним размером рекристаллизованных зерен 2 мкм и их удельным объемом 88%. Структура является стабильной во время статического отжига. Образцы после МК (12 проходов) с последующей изотермической прокаткой демонстрируют высокоскоростную сверхпластичность. Наибольшее удлинение до разрушения $\delta = 1000\%$ было получено при температуре 400 °С и скорости деформации $1,4 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹. Структура после МК (3 прохода) с последующей изотермической прокаткой существенно не отличается от структуры после МК (12 проходов), т.е. в данном случае комбинацияковки с последующей горячей прокаткой позволяет получить мелкозернистую структуру в материале посредством меньшей деформации по сравнению с ковкой 12 проходов. В этих образцах с частично рекристаллизованной структурой во время сверхпластической деформации проходит непрерывная динамическая рекристаллизация, которая приводит к формированию однородной мелкозернистой структуры. Наибольшие удлинения здесь $\delta = 780\%$ и $\delta = 770\%$ были получены для образцов после МК (12 проходов) и МК (3 прохода) с последующей изотермической прокаткой при температурах 400 и 450 °С и скоростей деформации $1,4 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹ и $1,4 \cdot 10^{-1}$ с⁻¹, соответственно. Холодная прокатка, проведенная после многократнойковки, не дала улучшения сверхпластических свойств. Из всего исследованного интервала температур 400...500 °С сверхпластичность в сплаве 1570 проявляется лишь при температуре 475 °С. Максимальное значение удлинения $\delta = 480\%$ было получено при скорости деформации $1,4 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹. Это объясняется значительным ростом зерна во время статического отжига и сверхпластической деформации.

ВЛИЯНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фролова О. А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
klevtsov11948@mail.ru

Известно, что существенное влияние, как на скорость распространения усталостной трещины, так и на механизм усталостного разрушения металлических материалов, оказывает коэффициент асимметрии цикла нагружения R ($R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$). К сожалению, в литературе крайне мало данных о влиянии сжимающих циклов нагружения на усталостную прочность и механизм разрушения конструкционных материалов. Это затрудняет наше представление о влиянии на вышеуказанные характеристики материала коэффициента асимметрии цикла нагружения R в широком диапазоне его значений.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния коэффициента асимметрии циклов нагружения R в широком диапазоне значений на усталостную долговечность и механизм разрушения образцов из алюминиевого сплава АК6 и аустенитной стали 110Г13Л.

Усталостные испытания консольно закрепленных образцов толщиной $1,2 \cdot 10^{-2}$ м из сплава АК6 и $4 \cdot 10^{-3}$ м из стали 110Г13Л проводили на чистый изгиб по жесткой схеме нагружения при постоянном для каждого материала значении амплитуды деформации. Образцы из сплава АК6 нагружали с помощью возбудителя перемещений ВП 20-00.00.00 при полностью растягивающем ($R = 0,5$), симметричном ($R = -1$), преимущественно сжимающих ($R = -2; -3; -7; -19$), отнулевом сжимающем ($R = -\infty$) и полностью сжимающих ($R = 11, 5$) циклах нагружения. Образцы из стали 110Г13Л испытывали при полностью растягивающем ($R = 0,5$), отнулевом ($R = 0$) и симметричном ($R = -1$) циклах нагружения. Полученные изломы исследовали методами макро- и микрофрактографического, а также рентгеноструктурного анализов.

На основании результатов усталостных испытаний образцов из алюминиевого сплава АК6 и стали 110Г13Л предложена обобщенная схема влияния на долговечность образцов коэффициента асимметрии цикла нагружения R во всем интервале значений от $-\infty$ до ∞ . Показано, что увеличение сжимающих напряжений оказывает на долговечность образцов такое же влияние, как и увеличение растягивающих напряжений, т. е. снижают общую долговечность образцов.

Характер изменения длины зоны стабильного роста трещины l_s и зоны усталостного развития трещины l_f на поверхности изломов образцов из сплава АК6 и стали 110Г13Л в зависимости от R аналогичен характеру изменения общей долговечности образцов.

При изменении коэффициента асимметрии цикла нагружения R образцов из сплава АК6 от -19 до $0,5$ в микрорельефе зоны стабильного роста трещины l_s и в зоне ускоренного развития трещины l_f начинает преобладать вязкая составляющая. Микрорельеф зоны долома практически не зависит от асимметрии цикла нагружения образцов. Степень искаженности кристаллической структуры сплава АК6 в зоне l_s , определенная по ширине рентгеновской дифракционной линии, с увеличением коэффициента асимметрии циклов нагружения R от -19 до -1 уменьшается, достигая минимального значения при симметричном цикле ($R = -1$). При $R = 0,5$ степень искаженности кристаллической структуры вновь увеличивается.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ

Ильичев Л. Л., Клевцов Г. В., Рудаков В. И., Клевцова Н. А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
klevtsov11948@mail.ru

Среди существующих методов нанесения покрытий самым эффективным, технологичным и перспективным, на наш взгляд, является вакуумный ионно-плазменный метод нанесения покрытий с предварительной ионной бомбардировкой (КИБ). В настоящее время наиболее полно исследованы вопросы повышения стойкости режущих инструментов, для упрочнения которых изначально проектировались промышленные установки типа ВУ-1Б, Булат-ЗТ, ННВ6.6–И1. Однако с расширением технологических возможностей существующих установок появилась необходимость наносить многослойно-композиционные покрытия с переменными свойствами и химическим составом. К таким системам можно отнести некоторые оксиды (особенно Al_2O_3), бориды (HfB_2 , NbB_2 , TaB_2) и Si_3N_4 , которые способны сохранять высокую твердость при больших температурах, иметь повышенную пассивность по отношению к обрабатываемым материалам. Значительный интерес для качества покрытий представляют также двойные и тройные системы карбидов, нитридов и карбонитридов, такие, например, как $TiCN-TiZrN-TiN$, $TiCN-TiMoN-TiN$, $TiN-(Ti, Al)N$.

С целью изучения структуры и свойств ионно-плазменных покрытий сложного состава в качестве модельной системы выбрано композиционное покрытие $(Ti-Zr)N$, которое является достаточно эффективным при упрочнении инструментальных сталей.

Рассчитывали период кристаллической решётки, физическое уширение рентгеновских линий с индексами интерференции (420) – TiN и (422) – ZrN , которые характеризуют изменение микронапряжений в покрытиях. По величине физического уширения дифракционных линий с индексами интерференции (111) – TiN и (111) – ZrN оценивали значения областей когерентного рассеяния. В качестве показателя наличия в покрытиях ориентированных микронапряжений использовали отношение интенсивностей рентгеновских линий с индексами (111) от нитрида циркония и (200) от нитрида титана.

Активное изменение физического уширения рентгеновских линий, полученных при малых и больших углах дифракции, наблюдается при нагреве сталей выше 400 °С. Релаксация микронапряжений и укрупнение областей когерентного рассеяния, связанных с уменьшением плотности дислокаций в малоугловых границах, в двухфазных покрытиях происходит при более высоких температурах по сравнению с однофазными покрытиями нитридами титана и циркония.

Наличие двух фаз в составе композиционных покрытий, которое регистрируется методом фазового рентгеновского анализа, следует считать нежелательным явлением. Параметры конденсации композиционных покрытий должны обеспечивать преимущественно однофазную структуру.

Изменение физического уширения рентгеновских линий характеризует уровень микродеформаций в объеме покрытий и дисперсность областей когерентного рассеяния. Увеличение содержания нитрида циркония более 45% приводит к уменьшению физического уширения. Увеличение содержания фазы нитрида титана более 70% также уменьшает физическое уширение. Содержание в покрытиях 30–50% ZrN и, соответственно, 70–50% TiN практически не оказывает влияния на структурные характеристики покрытий.

Приведенные составы покрытий выбраны на основании предварительно проведенных исследований и предназначены для упрочняющей обработки штампов и пресс-форм, работающих в различных технологических условиях.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ПРОКАТАННОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА14

Кайбышев Р. О., Галиев А. М., Хабиева И. Д.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

ildana@yandex.ru

В данной работе приведены исследования промышленного сплава МА14 после ТМО с последующей изотермической прокаткой с целью получения высоких характеристик эффекта сверхпластичности и подбора температурно-скоростных условий его проявления. Сплав МА14, использованный для данных исследований, имеет следующий химический состав: Mg–5,8%Zn–0,65%Zr (в весовых процентах). ТМО сплава включала в себя горячее прессование (ГП) с общей деформацией $\epsilon \sim 0,8$ в температурной области 390...330 °С. Далее образцы были подвергнуты осадке при температуре 350 °С с деформацией $\epsilon \sim 1,4$. В результате такой ТМО образовалось 2 типа структур: крупнозернистая и мелкозернистая. Далее образцы с крупнозернистой структурой были подвергнуты осадке при температуре 300 °С. В результате сформировалась смешанная структура. Полученные образцы были прокатаны при температуре 300 °С со скоростью деформации $1,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

В работе было показано, что в результате изотермической прокатки происходит увеличение объемной доли рекристаллизованных зерен с 30 до 60%, с 55 до 90% и с 75 до 95% для крупнозернистой, смешанной и мелкозернистой структуры, соответственно. Размер рекристаллизованных зерен находится в интервале 4...16 мкм для всех образцов после ТМО и прокатанных образцов с крупнозернистой и смешанной структурой. Для прокатанного мелкозернистого материала он уменьшается до 2...11 мкм.

В прокатанных образцах с крупнозернистой структурой максимальное удлинение до разрушения $\delta = 383\%$ ($m = 0,37$) было получено при температуре 275 °С и скорости деформации $5,4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Прокатанные образцы со смешанной и мелкозернистой структурой демонстрируют высокие сверхпластические свойства. Максимальное удлинение образцов со смешанной структурой $\delta = 930\%$ ($m = 0,47$) получено при 275 °С и скорости деформации $5,4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Для образцов с мелкозернистой структурой наибольшие удлинения составляют $\delta = 1174\%$ и $\delta = 917\%$ при скорости $5,4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и температурах 250 и 275 °С, соответственно. Таким образом, для получения прокатанного материала с высокими сверхпластическими свойствами является достаточным получение частично рекристаллизованной структуры $V_{рек} \sim 55\%$.

ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУР ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА МОНОКРИСТАЛЛОВ ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe–3%Si

Русаков Г. М., Редикульцев А. А., Лобанов М. Л., Гомзиков А. И.

*УГТУ-УПИ, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru*

Высокие магнитные свойства технического сплава Fe–3%Si обеспечиваются формированием в нем на последних стадиях обработки «ребровой» текстуры (110)[001]. Основным процессом, ответственным за ее образование, является вторичная рекристаллизация (ВР). В настоящее время единой теории ВР не существует. Остается также открытым вопрос о механизме возникновения «ребровых» зародышей первичной рекристаллизации (ПР) при предшествующей холодной деформации.

Наиболее точные данные о формировании текстуры при холодной прокатке и последующем отжиге получены на монокристаллах. Данные работы [1] позволяют выделить исходные ориентировки монокристаллов: (111)[2 $\bar{1}$ 1], близкие к ней (233)[3 $\bar{1}$ 1] и (322)[4 $\bar{3}$ 3], а также (211)[1 $\bar{1}$ 1] и (011)[100], которые после холодной деформации и отжига дают текстуру Госса (110)[001] (см. табл.). Основной компонентой текстуры деформации в этих случаях является «октаэдрическая» ориентировка (111)[2 $\bar{1}$ 1].

Взаимосвязь текстур холодной прокатки и рекристаллизации с исходной ориентировкой монокристалла

Исходная ориентировка монокристалла		Текстура после холодной прокатки		Основные компоненты текстуры первичной рекристаллизации	
(011)[100]		(111)[2 $\bar{1}$ 1], (111)[$\bar{2}$ 11]		(011)[100]	
(233)[3 $\bar{1}$ 1]		(111)[2 $\bar{1}$ 1]		(011)[100]	
(111)[2 $\bar{1}$ 1]		(111)[2 $\bar{1}$ 1]		(011)[100]	
(322)[4 $\bar{3}$ 3]		(111)[2 $\bar{1}$ 1]		(011)[100]	
(211)[1 $\bar{1}$ 1]		(111)[2 $\bar{1}$ 1], (100)[0 $\bar{1}$ 1]	 	(011)[100], ~(100)[0 $\bar{1}$ 1]	 

Деформация сплава Fe–3%Si, наряду со скольжением, может осуществляться двойникованием по системе {112}<111>. Если в процессе прокатки в «октаэдрической» матрице образуются вторичные двойники, то по отношению к ней они должны иметь ориентацию (110)[001]. Такие вторичные двойники могут служить зародышами ПР. Образование подобных зародышей становится еще более вероятным, если учесть, что в областях, примыкающих к ним, повышена плотность дислокаций, то есть, увеличен термодинамический стимул к их росту.

Таким образом, вторичное двойникование позволяет объяснить образование областей с «ребровой» ориентацией в кристаллах «октаэдрической» ориентировки. Это дает возможность по-новому интерпретировать имеющиеся экспериментальные данные, касающиеся преобразований текстуры при деформации и отжиге технического сплава Fe–3%Si.

1. Y.Ito. Present status of methods to control the accuracy of goss texture of grain-oriented silicon steel sheet. Iron and Steel Research Lab. Kawasaki Steel Corp. Kawasaki-cho Chiba Japan. 1986.

ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ НА ТЕКСТУРУ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ (110)[001] ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe–3%Si

Попов А. А., Редикульцев А. А., Лобанов М. Л., Русаков Г. М.

*УГТУ-УПИ, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru*

В настоящее время влияние двойникования на текстуру деформации и рекристаллизации технического сплава Fe–3%Si (электротехнической анизотропной стали) изучено не достаточно хорошо. Целью проведенных экспериментов являлось выяснение роли механического двойникования в процессе текстурообразования при деформации.

В монокристаллах «ребровой» ориентации (110)[001] малой пластической деформацией, гиб под растяжением, создавалось большое количество двойников. Затем часть образцов подвергалась холодной прокатке (ХП) с относительной деформацией ~50%.

В результате эксперимента было установлено, что двойникование «ребрового» монокристалла осуществляется только по двум плоскостям (112) и $(11\bar{2})$, которые принадлежат кристаллографической зоне с осью $[\bar{1}10]$, параллельной оси валка. При двойниковании появляется ряд специфических ориентировок, в основном, близких к $\{100\}\langle 011\rangle$. После деформации происходит значительное увеличение интенсивности ориентации $\{100\}\langle 011\rangle$, что свидетельствует о том, что данная ориентировка является более стабильной при ХП. Первичные двойники имеют ориентацию $\{114\}\langle 221\rangle$ и в результате деформации переходят в положение $\{100\}\langle 011\rangle$.

Также в процессе деформации происходит значительное повышение интенсивности ориентировки $\{111\}\langle 112\rangle$. Но при этом большая пластическая деформация не приводит к сильному ослаблению ориентации (110)[001]. Таким образом, интенсивное двойникование вызывает существенное изменение механизма преобразования текстуры и позволяет сохранить сильно выраженную компоненту (110)[001].

Полученный результат может также свидетельствовать о том, что в материале в процессе деформации образуются новые «ребровые» субзерна. Известно, что для монокристаллов характерно сохранение «ребровой» ориентировки в переходной полосе, которое, в случае поликристалла, может и не произойти, так как для этого необходим большой размер зерна (несколько сотен микрон). Изучение структуры сильно деформированного кристалла и учет того, что высокая плотность двойников сходна с измельчением зерна, позволяют предположить, что вероятность простого сохранения областей с ребровой ориентацией маловероятна. Поэтому, по нашему мнению, предпочтение следует отдать более сложным механизмам текстурообразования, основным методом в исследовании которых должна стать ориентационная микроскопия (ОИМ).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ Co–Ni–Cr–Al СПЛАВОВ НА ИХ КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ

Архангельская А. А., Конакова И. П., Россина Н. Г., Чумакова Л. Д.

УГТУ – УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
popov@ustu.ru

Сплавы системы Co–Ni–Cr–Al являются базовыми для современных коррозионно-стойких и жаростойких материалов.

Настоящее исследование посвящено изучению морфологических особенностей выделения основных фазовых составляющих Co–Ni–Cr–Al сплавов в зависимости от их химического состава и обработки и изучению, как структура сплавов влияет на продукты их окисления и глубину зоны повреждения после высокотемпературной коррозии. Основными фазовыми составляющими Co–Ni–Cr–Al сплавов являются β (MeAl)-фаза с решеткой типа B2 и γ (ГЦК)-фаза на базе кобальта.

В работе рассмотрены сплавы (с содержанием хрома и алюминия, равным 18 и 12%), в которых кобальт заменялся никелем от 0 до 30% через 5%. Анализ структуры и фазового состава сплавов проводился на литых образцах, а также после отжига при 1100 °С 10 ч. и после отжига и закалки от 1200 °С на воздухе. Испытания на коррозионную стойкость осуществлялись стандартным способом.

Показано, что во всех изученных сплавах, отожженных и закаленных, образуются стабильные β - и γ -фазы, практически в одинаковых количествах. Однако морфология их образования в сплавах разного состава различна. Наблюдается два типа взаимного выделения основных фаз: «глобулярная» структура, представляющая собой окруженные полями γ -фазы части дендритов β -фазы, по осям которых ее очертания имеют округлую форму, и «ориентированная» структура с закономерным выделением взаимно ориентированных β - и γ -фаз, подобно структуре перлита. Показано, что образование морфологически различных типов структур определяется тем, насколько близко состав изучаемого сплава расположен к составу, при котором в системе Co–Ni–Cr–Al протекает эвтектическое превращение.

Рентгеноструктурный фазовый анализ отожженных и закаленных сплавов свидетельствует о том, что периоды кристаллических решеток β - и γ -фаз чувствительны к морфологическим особенностям структуры сплавов. На основании сравнения кристаллометрических характеристик решеток β - и γ -фаз сделан вывод о том, что при формировании «ориентированной» структуры, состоящей из эвтектических ($\beta+\gamma$)-колоний, на начальных стадиях их образования кристаллы β - и γ -фаз кристаллографически ориентированы между собой, согласно соотношению Курдюмова–Закса.

Установлено, что структура сплава влияет на его сопротивление высокотемпературной коррозии: в сплавах близких составов глубина коррозионного повреждения сплава больше, если его структура – «глобулярная». В таких сплавах в процессе коррозии идет интенсивное образование окиси MeO со слабыми защитными свойствами. При формировании окалины сплавов с ориентированным выделением фаз более благоприятны условия образования шпинелей и ослабляется процесс образования MeO.

Таким образом, сплавы Co–Ni–Cr–Al эвтектических ($\beta+\gamma$) составов, или близких к ним, обладают большим сопротивлением высокотемпературной коррозии.

ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В Ni–Al СПЛАВАХ С ВЫСОКОЙ ЭНЕРГИЕЙ УПОРЯДОЧЕНИЯ

Архангельская А. А., Хадыев М. С.

УГТУ – УПИ, г. Екатеринбург, Россия,

popov@ustu.ru

В работе проведено комплексное исследование процессов, протекающих в закаленном Ni–Al сплаве с 64 ат.% Ni (с исходной мартенситной структурой) в процессе нагрева в интервале температур от комнатной до 900 °С и двухчасовых отпусков при разных температурах, дилатометрическим, рентгеноструктурным и электронномикроскопическим методами.

В системе Ni–Al с высокой энергией упорядочения атомов алюминия и никеля в сплавах состава между интерметаллидами NiAl (B2) и Ni₃Al (L1₂) протекает термоупругое мартенситное превращение β(NiAl)-фазы в ГЦТ-фазу с решеткой типа L1₀.

Известно, что обратному мартенситному превращению подвергается лишь часть мартенсита, а оставшийся присутствует в сплаве до высоких температур.

Установлено, что в исследованном сплаве структура мартенсита сохраняется после закалки и нагрева до 700 °С.

Никель-алюминиевый мартенсит имеет пластинчатое строение, представляющее собой микродвойники двух систем: {111}<112> и {101}<101>.

Установлено, что в мартенсите закаленного сплава и в мартенсите, отпущенном при низких температурах, преобладает двойникование по системе {111}<112>. Показано, что в отпущенном мартенсите возрастает доля двойников системы {101}<101> с повышением температуры отпуска.

Анализ процессов сверхупорядочения свидетельствует, что сверхструктура мартенсита по типу Ni₅Al₃ наблюдается после всех отпусков до температуры 700 °С и наиболее отчетливо проявляется в интервале обратного мартенситного превращения ~ 200 ÷ 320 °С. Показано, что сверхупорядочение по типу Ni₅Al₃ характерно лишь для структуры мартенсита, в образующейся в результате распада мартенсита β-фазе, остающейся при последующем охлаждении стабильной; сверхструктура Ni₅Al₃ не обнаружена.

Установлено, что в интервале 455 ÷ 650 °С на слабо выявляемое сверхупорядочение по типу Ni₅Al₃ накладывается ярко выраженное упорядочение по типу Ni₂Al. Это сверхупорядочение существует как в решетке мартенсита, так и в решетке β-фазы, образующейся в результате распада мартенсита.

На основании комплексно проведенных исследований сделан вывод о том, что обратное мартенситное превращение в системе Ni–Al протекает в два этапа: на первом этапе часть мартенсита (~ 43%) перестраивается в β-фазу (в интервале ~ 200 ÷ 320 °С) с объемным эффектом ~ 3%; второй этап обратного мартенситного превращения протекает в этом сплаве в интервале 530 ÷ 700 °С, с объемным эффектом ~ 3%; в сдвиговой перестройке участвует ~ 49% мартенсита.

Установлено, что в сплаве с 64 ат.% Ni до 700 °С сохраняется ~ 8% мартенсита, который в интервале 700 ÷ 750 °С диффузионным путем распадается на β(NiAl)- и γ(Ni₃Al)-фазы.

Сделан вывод, что второй этап высокотемпературного обратного превращения связан со сверхупорядочением по типу Ni₂Al.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ СТАЛИ 08X15H5Д2Т ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ХОЛОДНОКАТАНЫХ ТРУБ

Конакова И. П., Эфрос Б. М.

УГТУ – УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
kip@mtf.ustu.ru

В работе проведено комплексное исследование влияния режимов термической обработки на фазовый состав, структуру и технологическую пластичность мартенситно-старееющей стали 08X15H5Д2Т, широко используемой для производства холоднокатаных труб различного диаметра.

Известно, что технологическая пластичность мартенситно-старееющих сталей, подвергаемых холодной пластической деформации, может быть повышена за счет фиксации в структуре аустенита – фазы с более низким, чем у мартенсита, пределом текучести. Аустенит при холодной прокатке, превращаясь в мартенсит, повышает способность стали к пластическому деформированию. На практике повышение содержания в структуре мартенситно-старееющих сталей аустенита достигается путем нагрева и выдержки в нижнем интервале температур $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения.

В качестве смягчающих термообработок при производстве холоднокатаных труб из стали 08X15H5Д2Т используется отжиг при 650 °С 3,5 часа (режим 1), либо закалка от 950 °С с последующим отпуском при 610 °С 3,5 часа (режим 2).

Стабилизированный путем нагрева в $\alpha + \gamma$ область аустенит при последующей деформации может превратиться в мартенсит. Важно, чтобы $\gamma_{\text{ост.}} \rightarrow \alpha$ превращение протекало во всем интервале степеней деформации.

Изучение деформационной стабильности $\gamma_{\text{ост.}}$ при производстве холоднокатаных труб из стали 08X15H5Д2Т после предварительной термической обработки заготовок по режимам 1 и 2 проведено на специальных конусах. Конусы подвергались прокатке и по длине имели различную степень деформации.

Установлено, что с увеличением степени деформации количество $\gamma_{\text{ост.}}$ в структуре стали уменьшается. Наиболее интенсивно $\gamma_{\text{ост.}} \rightarrow \alpha$ превращение протекает при небольших степенях деформации (до 20 %), в результате, количество γ -фазы уменьшается в 1,5–2 раза по сравнению с исходным состоянием. При дальнейшем увеличении степени деформации интенсивность $\gamma_{\text{ост.}} \rightarrow \alpha$ превращения падает, и при $\epsilon > 40$ % сталь имеет практически постоянный фазовый состав, независимо от величины деформации.

Проведенные исследования позволили сделать вывод, что для получения существенного вклада $\gamma_{\text{ост.}} \rightarrow \alpha$ превращения в деформируемость стали 08X15H5Д2Т на последующих стадиях производства холоднокатаных труб следует дестабилизировать $\gamma_{\text{ост.}}$ по отношению к деформации, введением дополнительной закалки с отпуском, либо снижением подогрева трубных заготовок перед прокаткой.

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ ОБСАДНЫХ И НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ВЫСОКИХ ГРУПП ПРОЧНОСТИ В КОРРОЗИОННОСТОЙКОМ И ХЛАДОСТОЙКОМ ИСПОЛНЕНИЯХ

Тихонцева Н. Т., Горожанин П. Ю., Жукова С. Ю., Лефлер М. Н., Фарбер В. М.*

ОАО «Синарский трубный завод», г. Каменск-Уральский

* УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург

farb.amo@r66.ru

В последние годы наряду с расширяющимся объемом поставок обсадных и насосно-компрессорных труб высоких групп прочности особое значение придается их повышенной коррозионно- и хладостойкости. Это обусловило постановку данной работы, в которой решалась задача: изыскание возможности достижения механических свойств обсадных и насосно-компрессорных труб из сталей типа 26ХМФА групп прочности Е и выше.

Трубы и муфтовая заготовка, изготовленные на ОАО «СинТЗ», подвергались термической обработке в цеховых условиях. Температура аустенитизации составила 890 ± 10 °С, что обеспечило равномерный прогрев по всей длине и сечению трубы, гомогенизацию аустенита при нагреве под закалку. Размер исходного аустенитного зерна, определенный по ГОСТ 5639, для всех сталей соответствовал 10–11 баллу. В качестве охлаждающего устройства при закалке труб использовался водяной спрейер.

Результаты микроструктурных исследований и замеров твердости закаленных труб и муфтовой заготовки с различной толщиной стенки, изготовленных из исследованных сталей, позволили заключить, что в результате закалки для большинства исследованных труб и муфтовой заготовки по всему сечению металла присутствует мартенсит в количестве не менее 90%, как это и рекомендуется по нормативным требованиям.

Установлено, что толщина стенки трубы (муфтовой заготовки) является определяющим параметром при выборе стали для изготовления труб (муфтовой заготовки), тогда как наружный диаметр является менее значимым фактором.

Для сопоставления сталей и режимов термической обработки оценено изменение механических свойств в зависимости от температуры отпуска и от параметра отпуска P , который оценивался по уравнению $P = T(20 + \lg \tau)10^{-3}$, где T – температура отпуска, К; τ – время отпуска, ч.

Показана возможность достижения уровня механических свойств групп прочности Е, Л, М при производстве труб в обычном и хладостойком исполнении с использованием сталей типа 26ХМФА, с содержанием Мо 0,17 и 0,26%, и свойств групп прочности Е, Л, М, Р с использованием стали с 0,56% Мо. Для получения наиболее благоприятной структуры металла желательное применение отпуска при температуре более 660 °С (либо режима с параметром отпуска 18,8 и более).

Достигаемые значения ударной вязкости при температуре испытаний – 60 °С находятся значительно выше величины (98 Дж/см^2), регламентированной в нормативно-технической документации для хладостойких труб. При этом доля вязкой составляющей в изломе не снижается ниже 87%. Величины относительного удлинения также весомерно превышают требуемые значения. Это позволяет рекомендовать данные стали для изготовления обсадных и насосно-компрессорных труб высоких групп прочности в коррозионностойком и хладостойком исполнениях.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТИЗАЦИИ И ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УСТОЙЧИВОСТЬ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Хотинов В. А., Черных Е. С. *, Жукова С. Ю. *, Попова М. А., Фарбер В. М.

УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия,

tom@diapup.ustu.ru

* ОАО «Синарский трубный завод», г. Каменск-Уральский, Россия

В промышленности в последние годы широко используются дисперсионно-твердеющие стали, микролегированные Al, V, Nb, Ti, B, N, а также высоко чистые стали, выплавляемые с применением новейших технологий (внепечной обработке жидкого металла, модифицирования, вакуумирования, непрерывной разливки и т.д.). Важным для формулирования их эксплуатационных свойств является устойчивость переохлажденного аустенита (УПА) к распаду по I ступени, определяющая технологические режимы пластической и термической обработок. Справочные данные по УПА таких сталей отсутствуют, и становится невозможным использование диаграмм распада переохлажденного аустенита для сталей одного марочного состава, но выплавляемых по различным технологиям. Это обусловило постановку данной работы, в которой решалась задача оценки влияния различных технологических параметров на УПА среднеуглеродистых низколегированных сталей.

Для изучения устойчивости переохлажденного аустенита использовали дилатометрический метод и метод объемно-торцевой закалки образцов квадратного сечения размером от 10 до 13 мм длиной 120–140 мм, а также микроструктурные исследования.

Измерения твердости по шкале Роквелла проводились от охлаждаемого торца вдоль боковой поверхности образца с интервалом 1 мм. Для выявления закономерностей хода распада переохлажденного аустенита кривая $HRC = f(l)$ была продифференцирована; максимум на кривой $D = f(V_{охл})$ (где $D = \frac{\partial HRC}{\partial l}$, $V_{охл}$ – скорость охлаждения) показывает интервал скоростей распада, на который приходилось наиболее интенсивное падение твердости.

На основе совместного анализа результатов исследования микроструктуры и распределения скорости охлаждения по длине образца были построены структурные диаграммы исследуемых сталей после различных обработок, а также термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Знание данных о направлении и интенсивности влияния температуры аустенизации, горячей пластической деформации, термоциклирования позволяет внести корректировку в диаграммы распада переохлажденного аустенита в образцах, испытавших определенное воздействие.

Установлено, что повышение температуры аустенизации с 850 до 1000 °С приводит в стали 37ХГМ к повышению УПА на 20–30% в области температур распада по I ступени, тогда как положение II ступени практически не изменяется. Показано, что термоциклирование и наложение горячей пластической деформации (15–30%) при 950 °С в сталях 37Г2С, 48Г2БМ и 37ХГМ обуславливает уменьшение на 10% УПА как по феррито-перлитному, так и по бейнитному механизму распада.

ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ НА ПЛОЩАДКЕ ТЕКУЧЕСТИ

Фарбер В. М.

УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
farb.amo@r66.ru

На диаграммах σ – ϵ технически чистого железа, малоуглеродистых сталей, деформируемых растяжением при температурах вблизи комнатной, формируется зуб текучести (верхний предел текучести), переходящий в площадку текучести (ПТ), когда металл течет при постоянном напряжении – нижнем пределе текучести.

В представленной в данной работе модели показано, что прочность объемов, через которые прошли полосы Чернова–Людерса (ПЧЛ) меньше прочности недеформированных объемов. Это является основным отличием деформации Людерса от однородной деформации, при которой прочность металла в ходе нагружения непрерывно возрастает вследствие того, что объемы, испытывающие пластическое течение, последовательно упрочняются до уровня, превышающего уровень прочности других объемов. При этом прирост доли деформированных объемов контролируется повышением их прочности. Именно такое “регулирование” ответственно за плато на зависимости σ – ϵ .

Вовлечение в деформацию новых объемов приводит к формированию в них после прохождения полосы Чернова–Людерса все большей плотности дислокаций и последовательному росту их прочности.

Разработанная модель формирования ПТ позволяет, в частности, объяснить, почему с измельчением зерна увеличивается протяженность площадки текучести ϵ_T . Согласно экспериментальным данным, описываемым уравнением Петча–Холла, уменьшение размера зерна приводит к росту предела текучести. Если принять, что прочность первых объемов образца, через которые прошла ПЧЛ, не зависит от размера зерна, то для достижения предела текучести в образце с меньшим зерном необходима большая деформация, порождающая более высокую плотность дислокаций.

Известно, что в железе с размером зерна порядка 1,7 мкм и меньше структурные превращения на ПТ заходят так глубоко, что стадия параболического упрочнения отсутствует, и за ПТ сразу образуется шейка. Если считать, что образование шейки связано с возникновением и активным функционированием новых большеугловых границ (БУГр), то отсутствие параболического упрочнения у железа с мелким зерном является косвенным свидетельством того, что БУГр, разделяющие полосы скольжения, образуются и принимают активное участие в пластической деформации уже на ПТ, причем тем в большей мере, чем мельче зерно в образце.

РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИЙ СТАЛЕЙ ДЛЯ ТРУБ НЕФТЯНОГО СОРТАМЕНТА ГРУПП ПРОЧНОСТИ “Д” И “К”

Горожанин П. Ю., Черных Е. С., Жукова С. Ю., Фарбер В. М.*

ОАО “Синарский трубный завод”, г. Каменск-Уральский;

* УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург,

farb.amo@r66.ru

На протяжении последних лет в ОАО “СинТЗ” наблюдается снижение прочностных свойств горячекатаных труб нефтяного сортамента групп прочности “Д” и “К”. Анализ химического состава трубной заготовки марок сталей Д и 37Г2С, поставляемых на Синарский трубный завод ОАО «НТМК» и ОАО «УралСталь», начиная с 1994 г по настоящее время, показал:

1. В сталях снизилось содержание С, Мн, Si, что привело к понижению углеродного эквивалента $C_{\text{ЭКВ}}$, оцениваемого по формуле:

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \text{Mn}/6 + \text{Si}/24,$$

где С, Мн, Si – содержание в массовых процентах углерода, марганца и кремния в стали, соответственно.

Так, относительное количество трубных заготовок из стали 37Г2С с $C_{\text{ЭКВ}} \geq 0,64\%$ понизилось у ОАО «НТМК» с 52,0% в 1999 г. до 7,0% в 2004 г., у ОАО «УралСталь» с 34,9% в 2003 г. до 11,1% в 2004 г. Аналогичная картина обнаружилась для стали Д с $C_{\text{ЭКВ}} \geq 0,58\%$.

Снижение углеродного эквивалента обуславливает уменьшение устойчивости переохлажденного аустенита по феррито-перлитной ступени. В этом случае при тех же скоростях охлаждения (в трубах того же сортамента) распад переохлажденного аустенита происходит в более высокотемпературной области, что приводит к смягчению стали.

2. Увеличилась чистота металла по основным примесям, в первую очередь, сере и фосфору. Известно, что понижение содержания фосфора (даже в сотых долях процента), заметно уменьшает уровень прочностных характеристик стали.

Таким образом, установлено, что изменение химического состава трубной заготовки явилось основной причиной снижения прочностных свойств горячекатаных труб нефтяного сортамента групп прочности “Д” и “К”.

Это привело к необходимости корректировки химического состава трубной заготовки: несколько увеличено содержание марганца, введены ограничения вблизи верхнего диапазона содержания углерода, а главное, были введены микродобавки ванадия и ниобия. Микролегирование сталей ванадием и ниобием привело к измельчению зерна при сохранении феррито-перлитной структуры, что обусловило требуемое повышение прочностных свойств, при сохранении на необходимом уровне вязкопластических характеристик.

Проведение опытно-промышленных прокатов показало, что механические свойства горячекатаных труб из вновь разработанных сталей отвечают уровню групп прочности “Д” и “К”.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ТРУБ НЕФТЯНОГО СОРТАМЕНТА ПРОИЗВОДСТВА ОАО «СинТЗ»

Горожанин П. Ю., Черных Е. С., Жукова С. Ю., Хотинцов В. А. *,
Лаев К. А. *, Фарбер В. М. *

ОАО «Синарский трубный завод», г. Каменск-Уральский, Россия

** УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия,*

tom@diapup.ustu.ru

Изучены три основных фактора (состав стали, сортament труб и температура редуцирования), определяющих структуру и уровень механических свойств труб нефтяного сортамента, изготовленных из сталей типа 37Г2С, 37ХГ с микродобавками V и Nb.

Установлено, что из всей совокупности механических свойств, которые регламентируют группу прочности труб, лимитирующим после всех изученных режимов проката является предел текучести, причем наибольшее влияние оказывает химический состав стали. Для стабильного получения горячекатаных труб повышенных категорий прочности (К, Е) необходимо микролегирование среднеуглеродистых сталей ванадием и ниобием, а также молибденом (до 0,08–0,10%).

С увеличением диаметра труб с 73 до 101,6 мм и, особенно их толщины от 5,5 до 13,0 мм, прочностные свойства заметно снижаются. При увеличении количества сильных карбидообразователей (V, Nb), а также Mo, благодаря сильному дисперсионному и дислокационному упрочнению, существенно снижается ударная вязкость стали (от ~90 до 20 и даже 8–9 Дж/см²) при нарастающем влиянии хрупкого механизма разрушения. В то же время пластичность труб из изученных сталей остается удовлетворительной для всех категорий прочности ($\delta_5 > 14\%$).

Среди изученных параметров проката температура редуцирования оказалась наиболее слабым и неоднозначно действующим фактором. Она начинает играть определяющую роль в тех случаях, когда $\sigma_{0,2}$ лежит вблизи минимального уровня предела текучести для данной категории прочности или когда $\sigma_{0,2}$ понижается с повышением температуры редуцирования. Такая ситуация типична для труб из стали 37Г2С, у которых при редуцировании в диапазоне температур 1050–1100 °С понижаются все прочностные свойства, особенно при толщине стенки 13 мм.

Для труб из всех изученных сталей применение ускоренного последеформационного охлаждения, как и усиление интенсивности охлаждения в валках редуцирующего стана, позволяет менее жестко контролировать температуру редуцирования для формирования повышенных категорий прочности.

ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА 0X18H2A1 ПУТЕМ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Березовская В. В., Голяков И. В., Трушин И. С.

ГОУ ВПО «УГТУ-УПИ – УПИ» г. Екатеринбург, Россия,
bvv@mtf.ustu.ru

Показано [1], что в сплаве 0X18H2A1 максимальная скорость коррозии и коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) наблюдается после старения при $\sim 350^\circ\text{C}$, что сопровождается увеличением микротвердости и электросопротивления. Исследовано влияние холодной пластической деформации обжатием (ХПДО) на структуру и связанные с ней изменения механических и химических свойств сплава 0X18H2A1 в термоупрочненном состоянии. Исследовали 3 серии образцов:

1. закалка от 1200°C , старение при $350\text{--}700^\circ\text{C}$, 2 ч;
2. закалка от 1200°C , деформация на 8–24%, старение при 350°C , 2ч;
3. закалка от 1200°C , старение при $350\text{--}700^\circ\text{C}$, 2 ч, деформация на 20%.

Показано, что эффект упрочнения сплава при ХПДО по режиму 2 больше, чем по режиму 3, однако коррозионные свойства во втором случае выше. Установлено, что распад аустенита и его дестабилизация приводят к образованию мартенсита различной морфологии при охлаждении и/или деформации и КРН: тонкодисперсного и крупноигольчатого. Фазовый анализ стали после различных режимов термопластической обработки, а также после КРН выявил в стали два α -твердых раствора с двумя межплоскостными расстояниями (α_1 и α_2). Анализ линий показал, что наличие дублета не связано с тетрагональностью α -фазы ($c/a \cong 1,0$). Показано, что в сплаве присутствуют два кубических мартенсита с различным значением периода решетки: $a_{\alpha M1} = 0,287$ (тонкодисперсный) и $a_{\alpha M2} = 0,291$ нм (крупноигольчатый), которые образовались, соответственно, из обедненного и обогащенного по хром и азот аустенита в результате мартенситного превращения. При этом максимальная скорость коррозии и КРН соответствовали максимальному содержанию в стали мартенсита α_{M2} .

Сравнение результатов РСФА образцов 2 и 3 серий, состаренных при 350°C после и до обжатия со степенью 20%, показало, что в серии 2 наблюдалась стабилизация аустенита по отношению только к $\gamma \rightarrow \alpha_{M1}$ -превращению, в то время как в серии 3 – как к $\gamma \rightarrow \alpha_{M2}$ -, так и к $\gamma \rightarrow \alpha_{M1}$ -превращению. При этом предшествующая старению при 350°C ХПДО на 8–11% (серия 2) в 2,5 раза снижает скорость коррозии исследованной стали по сравнению с недеформированным состоянием (серия 1), в то время как термопластическая обработка по режиму: закалка + старение при 350°C + обжатие на 20% (серия 3) – в 10 раз. Выявлено, что старение при 350°C приводит к увеличению, а деформация на 11–20% с последующим старением при 350°C не вызывает увеличения периода решетки аустенита (в данном случае он соответствует периоду решетки закаленного аустенита $a_g = 0,362$ нм). Параллельно с этим процессом происходит изоморфный распад γ -твердого раствора с образованием ГЦК-нитрида CrN , имеющего период решетки $a_{\text{CrN}} = 0,414$ нм. Таким образом, уменьшение вероятности $\gamma \rightarrow \alpha_{M2}$ -мартенситного превращения в состаренном сплаве 0X18H2A1 эффективно повышает его коррозионные свойства.

1. Банных О.А., Блинов В.М., Березовская В.В. и др. Влияние мартенситного ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращения в Fe-Cr-N-сплавах на коррозионное растрескивание под напряжением //Металлы. 2005. № 4. С. 26-31.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА 82КЗХСР, ПОДВЕРГНУТОГО ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ, И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ИХ ОПРЕДЕЛЕНИЯ

Ушаков И. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов,
ushakoviv@mail.ru

В последнее время значительное внимание уделяется металлическим стеклам (МС). Использование современных лазерных технологий способно обеспечить уникальные режимы обработки МС и возможность получения материалов с новыми свойствами, что и послужило целью данной работы.

Исследования проводили на МС 82КЗХСР. Характер деформирования и разрушения МС, а также его механические характеристики исследовали на микротвердомере ПМТ-3. Образцы размещали на специально подобранных подложках. Использовали лазер «КВАНТ-15», $\lambda = 1064$ нм. Варьировали исходную температуру образца от $-195,8$ до 25 °С.

Результат воздействия импульсного лазерного излучения на поверхность образца МС зависит от плотности энергии. Микрохарактер повреждения проявляет сильную зависимость от исходной температуры. Для всех исходных температур образца характерна резкая граница, отделяющая облученный материал от исходного. Индентирование исходного материала на расстоянии ≈ 20 мкм от границы не выявляло изменения механических свойств. Локальное нагружение областей образца, подвергнутых лазерному отжигу, способно приводить к формированию характерных микротрещин, ориентированных параллельно граням индентора (использовали пирамидку Виккерса и пирамидку Берковича). Локальное нагружение стальным шариком проводило к появлению одной кольцевой трещины. Разработана методика, позволяющая определять пластичность материала в микрообластях любым из перечисленных инденторов. Выбор оптимального индентора зависит от размера зоны облучения и распределения интенсивности излучения. Выявлены особенности разрушения при индентировании микрообластей воздействия лазерного излучения, в которых размер зоны облучения сопоставим с размером области деформирования. Установлено существование критической (зависящей от исходной температуры образца, теплопроводности подложки и характеристик лазерного излучения) плотности энергии лазерного импульса, при которой механические испытания методом локального нагружения не выявляют изменения механических свойств МС.

Таким образом, определено влияние исходной температуры образца на особенности деформирования и разрушения, сопровождающие импульсное лазерное воздействие, МС, находящегося на массивной подложке. Показано влияние исходной температуры образца МС на величину критической плотности энергии лазерного импульса, вызывающей эволюцию механических свойств. Установлено, что импульсное лазерное воздействие позволяет осуществлять контролируемый по времени и распределению температуры отжиг аморфного металлического сплава с малой (≈ 20 мкм) границей между исходным и обработанным материалом. Расширены возможности ранее предложенной методики определения пластичности в микрообластях за счет использования различных инденторов: шарик, пирамидки Виккерса и Берковича. Определены основные условия выбора оптимального индентора для конкретной зоны лазерного воздействия.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 05-01-00215.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ 22Х1МФА, 25Х2М1ФА

Комоликов К. Ю., Нассонова О. Ю.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия

Nassonova@e1.ru

В настоящее время для производства труб нефтегазового сортамента широко применяют экономнолегированные стали. Марки стали, применяемые для изготовления обсадных труб, должны обеспечивать достижение определенного уровня свойств. Условия эксплуатации требуют применения высокопрочных материалов с высоким уровнем пластичности и ударной вязкости.

Целью работы являлся выбор материала для изготовления высокопрочных труб нефтегазового сортамента

Для сталей 22Х1МФА и 25Х2М1ФА проведены исследования влияния температуры нагрева на размер исходного аустенитного зерна. Для изучения кинетики распада переохлажденного аустенита проведены dilatометрические исследования, построены термokinетические диаграммы, проведены динамические испытания при отрицательных и комнатной температурах стали 22Х1МФА, проведена термическая обработка стали 22Х1МФА.

Установлено, что:

1. Нагрев до температур выше 985 °С в стали 22Х1МФА недопустим, так как это приводит к увеличению среднего условного диаметра исходного аустенитного зерна, а также к повышению разностручности, что существенно снижает технологические свойства изделий.

2. Температура аустенитизации для рассматриваемых сталей составляет 950 °С, так как при данной температуре стали обладают оптимальной структурой в закаленном состоянии.

3. Согласно общепринятой методике оценки доли вязкой составляющей в изломе, разрушение стали 22Х1МФА классифицируется как хрупкое, что не является верным. С помощью растрового электронного микроскопа доказано, что в местах, где без увеличения наблюдается чисто хрупкое разрушение, имеются наряду с фасетками скола также и разрывы, то есть разрушение имеет смешанный характер.

4. После термической обработки муфтовой заготовки, изготовленной из стали 25Х2М1ФА (нагрев до температуры 950 °С и охлаждение в воде), во всех точках поперечного сечения образовалась структура мартенсита.

5. Результаты проведенных испытаний доказали, что свойства выбранных сталей отвечают требуемым для группы прочности «Р». Сталь 25Х2М1ФА может использоваться для изготовления муфт вследствие повышенной прокаливаемости.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ ТРУБ

Нассонова О. Ю.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург,
Nassonova@e1.ru

В настоящее время в нефтегазовой промышленности находят широкое применение аустенитные хромоникелевые стали. Данный класс сталей применяют для изготовления деталей, используемых для обустройства скважин нефтяных и газовых месторождений, например, обсадных и насосно-компрессорных труб.

Определяющим фактором при подборе материала для таких деталей является коррозионная стойкость, в частности, стойкость к сероводородному растрескиванию, к питтинговой, щелевой и межкристаллитной коррозии, поскольку рабочие среды содержат влагу, сероводород, углекислый газ, ионы хлора.

В качестве материала для изготовления высокопрочных труб с повышенной устойчивостью в среде, содержащей сероводород, широко используют нержавеющие стали аустенитного класса с повышенным содержанием хрома и никеля, в частности, сплав 06ХН28МДТ. С точки зрения обеспечения нефтегазовой промышленности РФ высококачественными трубами отечественного производства важно освоение выпуска коррозионностойких труб группы прочности Р-110 по API 5СТ.

В данной работе было исследовано влияние степени холодной пластической деформации ($\epsilon = 0,20 \dots 0,50$), влияние температуры последующего отжига ($t_{\text{отжига}} = 600 \dots 700 \text{ }^\circ\text{C}$; $\tau_{\text{выдержки}} = 0,5 \text{ ч.}$), а также влияние температуры пластической деформации на механические свойства сплава ЭК77.

Установлено, что:

1. С увеличением степени холодной пластической деформации происходит значительный рост значений временного сопротивления и предела текучести, пластические свойства закономерно снижаются. Уже небольшие степени деформации ($\epsilon = 0,25$) приводит к превышению прочности выше требуемой для группы прочности Р-110 API 5СТ;

2. По мере повышения температуры отжига в структуре исследуемого сплава происходят процессы перераспределения и аннигиляции дислокаций и формирование полигональной структуры, сопровождающиеся уменьшением значений прочностных свойств;

3. Тёплая деформация сплава 06ХН28МДТ, по сравнению с холодной деформацией, позволяет получить удовлетворительные прочностные свойства, но пластичность при выбранных условиях деформации находится на нижнем пределе требований.

Получения требуемого комплекса свойств сплава ЭК77 можно достичь несколькими путями:

- при осуществлении холодной пластической деформации с интервалом степеней $0,2 < \epsilon < 0,3$;
- при проведении отжига ($t = 700 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 0,5 \text{ ч}$) металла после холодной пластической деформации со степенью $\epsilon = 0,4$.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПРОНИКАЮЩИХ АТОМОВ В ИМПУЛЬСНО ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛАХ

Митлина Л. А. , Миронов Д. В. * , Мазанко В. Ф. ** , Герцирикен Д. С. ** ,
Миронова О. А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

** Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Самара, Россия*

*** Институт металлофизики НАН Украины, Киев, bob@t.kiev.ua*

Для определения путей преимущественной диффузии и локализации проникающих атомов был проведен автордиографический анализ металлов, подвергнутых медленным видам деформации. Как показали представленные на рис. 1 автордиограммы, имеет место зернограничное проникновение атомов, причем это наблюдается даже при температурах $T_{\text{воздейст}} > 0,8 T_{\text{пл}}$. Соотношение потоков составляет в среднем 2:1. Увеличение степени деформации до 30% для диффузионной сварки и вплоть до 80% для растяжения и осадки увеличивает долю объемного потока, однако она в 2–3 раза меньше потока вещества по границам зерен. Появление путей короткой диффузии, связанных с увеличением плотности дислокаций, недостаточно для такого же переноса вещества по объему кристалла, как перенос по границам зерен и субзерен.

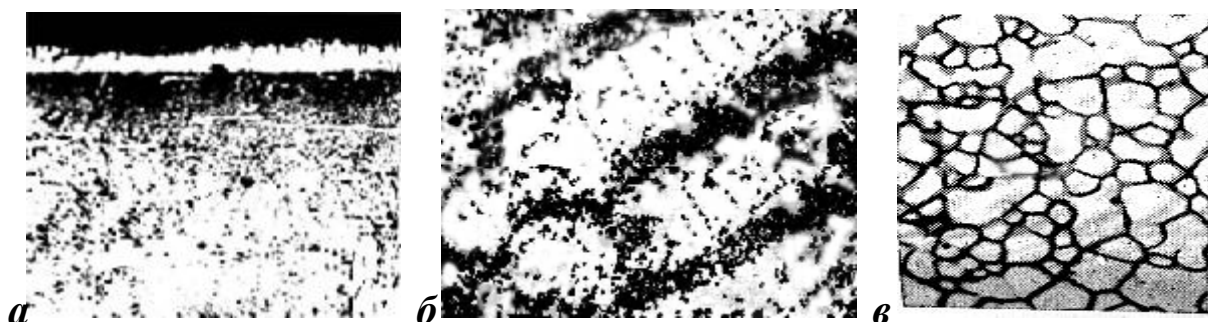


Рис. 1. Распределение ^{63}Ni в железе после осадки на прессе со скоростью $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (вдоль направления диффузии, $\times 300$) (а), растяжения $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (в плоскости, параллельной поверхности, на глубине ~ 10 мкм, $\times 2500$) (б), диффузионной сварки $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (на расстоянии ~ 15 мкм от сварного шва, $\times 200$) (в)

В то же время диффузия, протекающая за несколько милли- или микросекунд ударного сжатия, электрогидро- и магнитноимпульсного воздействия, характеризуется объемным распределением и обеднением областей вдоль границ зерен и субзерен (рис. 2), причем степень обеднения и ширина обедненной зоны зависит от угла между границей и направлением деформации.



Рис. 2. Автордиограммы-реплики (^{63}Ni), снятые в железе параллельно поверхности при магнитноимпульсном воздействии (а), $\times 9800$, и в направлении деформации под действием ударного сжатия (б) и электрогидроудара (в), $\times 4800$

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕТАЛЛОВ С ЛЕГКИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНЫХ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Миронов В. М., Штеренберг А. М.^{*}, Мазанко В. Ф.^{**}, Герцрикен Д. С.^{**},
Миронов Д. В., Луценко Г. В.^{***}, Миронова Т. В.^{*}, Бевз В. П.^{***}

Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Самара, Россия

^{} Самарский государственный технический университет, Самара, Россия*

*^{**} Институт металлофизики НАН Украины, Киев,*

bob@t.kiev.ua

*^{***} Черкасский национальный университет им. Б. Хмельницкого,
Черкассы, Украина*

Известно, что под действием импульсной пластической деформации в интервале температур от предплавильных до криогенных наблюдается ускоренная миграция атомов металлов, приводящая к их проникновению за тысячные и миллионные доли секунды на макроскопические расстояния и возникновению по всему протяжению диффузионной зоны фаз, отличных от равновесных. С другой стороны, при бомбардировке металлов ионами азота или углерода в плазме газового разряда, когда остаточная пластическая деформация отсутствует или незначительна, за краткие времена обработки на поверхности и на значительном удалении от нее возникают высокодисперсные твердые растворы и фазы внедрения. Следовательно, можно использовать осуществляемую различными способами импульсную упругую деформацию для получения диффузионной зоны с заданным фазовым составом при взаимодействии металла с неметаллом.

Исследование подвижности и распределения атомов, изменения фазового состава в зоне взаимодействия металла с элементами внедрения при различных упругих воздействиях (тлеющий и искровой разряды, ультразвуковая обработка, гидроудар, импульсное сжатие среды) при различных параметрах нагружения изучено методами радиоактивных изотопов, рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализа. Проведенные эксперименты показали как возможность ускоренного создания развитой диффузионной зоны при низких, вплоть до комнатной, температурах упругой деформации (рис. 1), так и перспективность данных видов воздействия для промышленной практики.

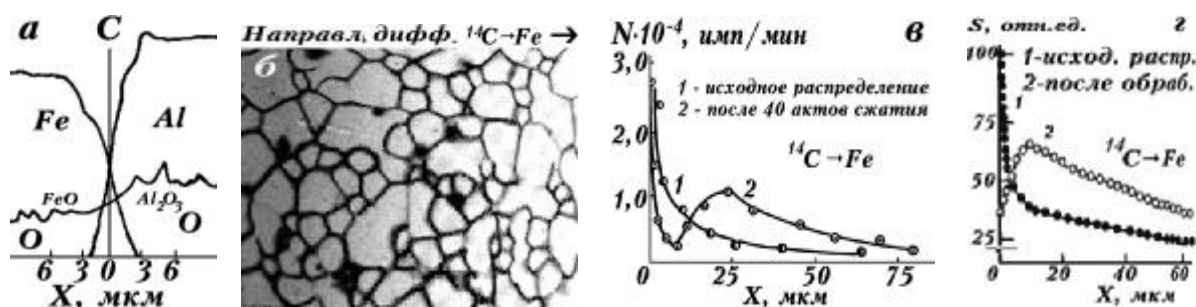


Рис. 1. Перераспределение атомов кислорода и углерода при ЭГИ-воздействии (а), ультразвуковом нагреве (б), сжатии среды (в), бомбардировке ионами Ag в тлеющем разряде.

Установлено влияние наложения пластической деформации на распределение и подвижность атомов, фазовый состав и физические свойства упруго деформированного металла. Показана роль температуры и продолжительности акта воздействия в ускорении миграции атомов и образования фаз в диффузионной зоне. Высказаны предположения о механизмах процесса увеличения подвижности атомов при различных упругих воздействиях.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ДИФФУЗИОННУЮ ПОДВИЖНОСТЬ АТОМОВ

Миронов В. М. , Коваль Ю. Н. *, Мазанко В. Ф. *, Герцрикен Д. С. *,
Алексеева В. В. **

Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Самара, Россия

* Институт металлофизики НАН Украины, Киев, bob@t.kiev.ua

** Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

В работе для исследования диффузии (массопереноса) при низких температурах в качестве источника импульсной деформации использовали низкотемпературное мартенситное превращение, протекающее по взрывной кинетике. Импульсное деформирование сплавов железа с 29–33% Ni в условиях $g \leftrightarrow a$ превращений осуществляли следующим образом. П-образную оправку с образцом, помещенным таким образом, чтобы был обеспечен контакт между слоем изотопа и внутренними поверхностями оправки, помещали в жидкий азот (сплав Fe–33% Ni – в жидкий гелий) или печь, нагретую до 773 К (рис. 1 а).

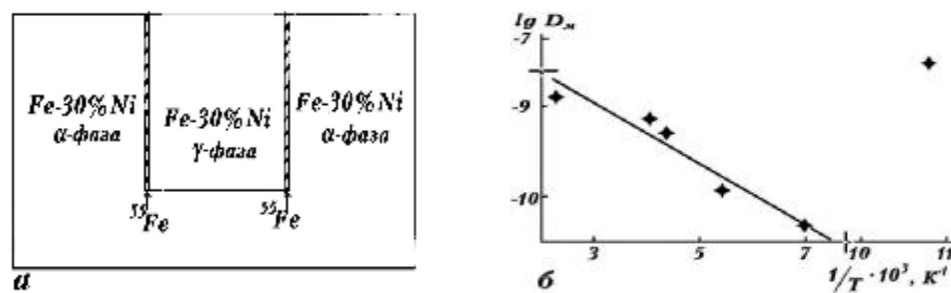


Рис. 1. Схема нагружения исследуемых материалов при $g \rightarrow a$ и $a \rightarrow g$ превращениях в Fe–Ni-сплавах (а) и температурная зависимость коэффициента самодиффузии (Fe) при создаваемой превращением импульсной деформации (б).

Такой перегрев или переохлаждение оказывались достаточными для полного протекания превращения в образце или оправке. Это приводило к быстрой деформации ($\epsilon \sim 1\%$, $\dot{\epsilon} \sim 5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$) поверхностных слоев, поскольку $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в железоникелевых сплавах характеризуется значительным увеличением объема $\sim 3\%$. Таким образом, при каждом виде нагружения происходило превращение, то в образце, то в оправке, и диффузия в сплаве осуществлялась

либо при одновременном действии превращения и деформации (табл. 1), или только деформации (рис. 1 б).

Как видно из таблицы и рис.1, с понижением температуры превращения происходит уменьшение подвижности атомов по экспоненциальному закону. Однако в интервале температур 140–93 К при обоих видах воздействия наблюдается резкое увеличение подвижности атомов.

Таблица. Влияние температуры превращения на подвижность атомов при действии превращения и деформации.

Сплав	T, K	$D_M, \text{см}^2/\text{с}$	
		^{55}Fe	^{63}Ni
Fe-29%Ni	255	$5,0 \cdot 10^{-9}$	$3,0 \cdot 10^{-9}$
Fe-30%Ni	233	$4,1 \cdot 10^{-9}$	$2,5 \cdot 10^{-9}$
Fe-31%Ni	185	$1,1 \cdot 10^{-9}$	$8,0 \cdot 10^{-10}$
Fe-32%Ni	140	$2,5 \cdot 10^{-10}$	$1,5 \cdot 10^{-10}$
Fe-33%Ni	93	$8,0 \cdot 10^{-8}$	$1,1 \cdot 10^{-7}$

Предполагается, что наблюдаемый рост коэффициента диффузии D_M при криогенных температурах связан с активацией движения атома за счет напряжений, возникающих при $g \rightarrow a$ превращении и (или) импульсной деформации в сплаве.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ, ЗАКАЛЕННЫХ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА

Заяц Л. Ц., Ермолаев А. С., Закирова М. Г., Игнатова Н. И.

*Пермский государственный технический университет, г. Пермь, Россия,
metal@pstu.ac.ru*

Повышение вязкости и пластичности существенно влияет на конструкционную прочность. Это обусловлено размерами и распределением структурных элементов.

Ранее установлено, что в некоторых низкоуглеродистых мартенситных сталях (НМС) вследствие высокой отпускостойчивости, рекристаллизация мартенситной фазы не происходит даже при нагреве в межкритический интервал температур (МКИ). Эта особенность НМС позволяет дополнительно диспергировать субструктуру пакетного мартенсита.

В работе поставлена задача измельчения субструктуры низкоуглеродистого пакетного мартенсита, создания условий образования зародышей новой фазы, изучение влияния измельчения на свойства НМС.

Один из путей измельчения субструктуры низкоуглеродистого пакетного мартенсита в НМС 12Х2Г2НМФТ и 08Х2Г2ФБ является закалка из межкритического интервала.

Исследования микроструктуры и твердости (HRC) установили, что оптимальная температура нагрева составляет 800 °С, время выдержки 10–40 минут ($V_{\text{нагр}} = 100 \text{ }^{\circ}\text{C/мин}$).

Электронной микроскопией (ТЭМ JEM-200СХ) показано, что структура НМС, закаленных из МКИ, состоит из «исходной» – отпущенной мартенситной фазы с дисперсными карбидами и «новой» мартенситной фазы, особенности которой – высокая фрагментация внутрипакетного строения и наличие небольшого количества остаточного аустенита, расположенного вдоль границ мартенситных кристаллов. При увеличении времени выдержки в МКИ наблюдается некоторое увеличение доли «новой» мартенситной фазы после охлаждения.

Установлено, что твердость НМС слабо зависит от длительности выдержки в МКИ, а изменение характеристик трещиностойкости определяется соотношением долей «исходной» и «новой» мартенситной фазы. Дополнительными факторами являются состояние «исходного» (плотность дислокаций, параметры карбидной фазы) и «нового» мартенсита (степень его фрагментации, доля и стабильность остаточного аустенита).

Показано, что закалка исходно горячекатаной НМС 12Х2Г2НМФТ из МКИ (по режиму: 800 °С, $V_{\text{нагр}} = 100 \text{ }^{\circ}\text{C/мин}$, 10 минут, воздух) позволяет повысить предел прочности σ_B с 1350 МПа до 1450 МПа, предел трещиностойкости I_C со $115 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ до $125 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$.

На стали 08Х2Г2ФБ установлено, что обработка из МКИ еще более перспективна, если в исходной структуре стали присутствует некоторое количество бейнита. Закалка исходногорячекатаной НМС 08Х2Г2ФБ (по режиму: 800 °С, $V_{\text{нагр}} = 100 \text{ }^{\circ}\text{C/мин}$, 10 минут, воздух) позволила, при неизменном уровне твердости, прочности и статической трещиностойкости, повысить динамическую трещиностойкость КСТ с 0,27 до 0,76 МДж/м².

Установлены возможности дополнительного повышения характеристик механических свойств НМС измельчением зерна термоциклической обработкой из МКИ.

СУЛЬФОКАРБОНИТРИРОВАНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 12Х2Г2НМФТ

Ларинин Д. М., Клейнер Л. М., Шацов А. А., Черепяхин Е. В.

Пермский государственный технический университет, г. Пермь, Россия,

Shatsov@pstu.ru

Низкотемпературное карбонитрирование обеспечивает высокую твердость, износостойкость, усталостную прочность и сопротивление коррозии поверхности изделий. Насыщение в расплавах на основе цианатов калия или натрия позволяет интенсифицировать процесс формирования слоя по сравнению с газообразными средами и не создает угрозы для окружающей среды. Другие жидкие среды требуют более высоких температур или не отвечают требованиям экологической безопасности.

Насыщение образцов из стали 12Х2Г2НМФТ в исходно закаленном состоянии со структурой низкоуглеродистого пакетного мартенсита проводили в расплаве солей на основе цианата калия KOCN (99%) и сульфида натрия Na₂S (около 1%) в интервале температур от 500 до 580 °С в течение 1–2 ч.

Структуру изучали металлографическим, рентгеновским, микродюрометрическим методами; послойный химический анализ проведен методом оптической эмиссионной спектроскопии.

После насыщения на поверхности обнаружен тонкий слой химических соединений (ϵ - и γ' -фазы), диффузионный слой включал также обогащенные азотом аустенит и α -фазу. Наибольшая твердость поверхности в зависимости от режимов была на уровне 700–1000 HV; протяженность слоя, определенная металлографическими методами – до 200 мкм.

Поверхность после насыщения обогащена азотом (более 2%) и углеродом (до 1,5%), концентрация которых плавно снижается к сердцевине. Глубина проникновения углерода не превышала 20 мкм. В диффузионном слое обнаружено повышенное содержание элементов, имеющих большее химическое сродство к азоту и углероду, чем железо: хрома, титана и ванадия, диффундирующих в направлении высокой концентрации насыщающих элементов. Выравнивание содержания титана и ванадия до среднего для стали происходит на глубине 20 мкм, хрома – на глубине 60 мкм. Повышенная концентрация никеля (около 2% на глубине 5 мкм) связана с образованием комплексного нитрида Fe₃NiN и замещением атомов железа в нитриде Fe₂N. Содержание марганца на поверхности составляло 1,4% и плавно повышалось до средней для данной стали величины на глубине 15 мкм.

Обработка экспериментальных данных позволила определить энергию активации и эффективные коэффициенты диффузии азота в стали 12Х2Г2НМФТ. Энергия активации оказалась несколько ниже, а коэффициенты диффузии выше, чем у сталей с преимущественно ферритной структурой.

Таким образом, при низкотемпературном сульфокарбонитрировании стали 12Х2Г2НМФТ в расплаве солей на основе цианата калия образуется диффузионный слой толщиной до 0,2 мм за относительно короткие промежутки времени. Низкоуглеродистый мартенсит обеспечивает ускорение диффузионных процессов вследствие более высокого коэффициента диффузии и пониженной энергии активации по сравнению с другими широко применяемыми типами структур сталей.

ВЛИЯНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ НА АЗОТИРУЕМОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Югай С. С., Клейнер Л. М., Заяц Л. Ц.

Пермский государственный технический университет, г. Пермь, Россия,

jugaj@do.pstu.ru

Исследовано влияние размера исходного аустенитного зерна на структуру и свойства азотированных низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС).

Экспериментально установлено, что варьирование размера зерна существенно изменяет строение поверхностного слоя и незначительно влияет на его твердость и толщину. Азотирование мартенсита стали 12Х2Г2НМФТ, закаленной на воздухе с температуры горячего формообразования, со средним размером зерна аустенита 15 мкм обеспечивает получение нехрупкого однородного слоя толщиной $h_{эфф} = 0,5$ мм с тонкой нитридной корочкой и плавным распределением микротвердости от поверхности (1000 HV) к сердцевине (300 HV). Ударная вязкость сердцевины КСТ – более $0,5$ МДж/м². Насыщение крупнозернистой структуры (средний размер зерна – 70 мкм) приводит к уменьшению толщины слоя до 0,45 мм и повышению твердости в поверхностной зоне в среднем на 100 HV. Структура слоя изменяется. При небольших увеличениях в зоне внутреннего азотирования выявляются нитриды типа Me₄C нитевидной формы, приводящие одновременно к увеличению твердости и небольшому повышению хрупкости слоя; происходит утолщение нитридной зоны. Твердость сердцевины сохраняется на уровне 300 HV, незначительно снижается ударная вязкость. Измельчение зерна до 1–2 мкм термоциклированием практически не изменяет свойства слоя по сравнению с крупнозернистой НМС, однако обеспечивает почти двукратное увеличение ударной вязкости сердцевины, формирование однородной структуры поверхности при сохранении твердости.

Основными причинами получения более глубоких слоев на НМС по сравнению со сталями других классов являются большая протяженность малоугловых границ и развитая дислокационная структура. Ожидалось, что при исходно мелком зерне аустенита размером 1–2 мкм возможно получение большой $h_{эфф}$ азотированного слоя в результате значительного увеличения протяженности границ бывших аустенитных зерен, однако наблюдается уменьшение диффузионной зоны по сравнению с НМС с размером зерна 15 мкм.

Электронно-микроскопическими исследованиями показано, что после термоциклирования сохраняется высокая плотность дислокаций, увеличивается протяженность большеугловых границ, но измельчение зерна аустенита приводит к частичному или полному исчезновению пакетно-речного строения мартенсита. Поэтому механизмом движения атомов азота от поверхности вглубь металла являются диффузия по большеугловым границам, границам блоков и дислокационными трубкам.

Изменение условий диффузии может привести как к ускорению насыщения в результате увеличения плотности границ, так и к замедлению, поскольку при измельчении возможно перераспределение атомов легирующих элементов, повышенная концентрация которых на границах зерен затрудняют диффузионную подвижность азота.

Таким образом, азотирование мелкозернистой НМС 12Х2Г2НМФТ не приводит к увеличению толщины диффузионного слоя, однако повышает его твердость и обеспечивает повышение ударной вязкости сердцевины почти в два раза.

ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРНА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ФАЗОВОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛИ 12Х2Г2НМФТ

Закирова М. Г., Заяц Л. Ц., Ермолаев А. С., Быкова П. О.

Пермский Государственный технический Университет, г. Пермь, Россия,
metal@pstu.ac.ru

Измельчение зерна является наиболее эффективным способом управления структурой, который приводит к одновременному повышению прочности и вязкости металла.

Анализ результатов исследований, выполненных авторами, и литературных данных позволил сформулировать основные требования к режиму термической обработки и материалу, обеспечивающие получение минимального зерна аустенита.

Технология ЦТО предполагает: быстрый нагрев; оптимальную температуру нагрева и продолжительность выдержки, достаточные для развития первичной рекристаллизации; быстрое охлаждение, обеспечивающее мартенситное превращение; оптимальное количество циклов перекристаллизации, достаточное для адаптации структуры и повышения ее стабильности и однородности.

Многократная перекристаллизация при ЦТО обеспечивает получение и накопление дефектов кристаллического строения, усиление теплового и фазового наклепа и измельчения зерна.

Материал должен обладать повышенной склонностью к фазовой наследственности и высоким сопротивлением хрупкому разрушению. Таким сочетанием свойств обладают низкоуглеродистые мартенситные стали, прежде всего, сталь 12Х2Г2НМФТ. Для достижения минимального размера зерна целесообразно использовать исходно мелкозернистую сталь.

Результаты исследования размера зерна и механических свойств образцов из стали 12Х2Г2НМФТ приведены в таблице.

Вариант обработки	Размер элемента*, мкм	σ_{02} , МПа	σ_b , МПа	S_k , МПа	δ , %	Ψ , %	КСТ, МДж/м ²	НВ, кг/мм ²
Исходное (горячая прокатка)	14 – 3 (реечный мартенсит)	1096	1389	1757	11	59	0,57	378
930 °С, выдержка 20 с, вода, 5 циклов	1,4 – 1 (ячеистый мартенсит)	1319	1380	1940	9	57	0,8	390
1030°С, выдержка 15 с, вода, 5 циклов	1,6 – 1 (смесь ячеистого и реечного мартенсита)	1253	1325	2139	12	63	0,93	380

* - средний размер зерна – количество пакетов

Из приведенных результатов следует, что ЦТО является перспективным методом повышения уровня характеристик механических свойств низкоуглеродистых сталей и может быть реализована на широко применяемом для термообработки оборудовании (соляные печи-ванны) для реальных изделий.

ТЕРМИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Митрохович Н. Н.

ПермГТУ, г.Пермь, Россия

Одной из основных причин выхода из строя пресс-форм для литья под давлением и штампов горячего деформирования являются трещины термической усталости (трещины разгара).

Максимальной разгаростойкостью обладают мелкозернистые материалы с однородной либо очень дисперсной гетерогенной структурой, имеющие высокую способность к релаксации накапливающихся напряжений. Этим требованиям в наибольшей степени удовлетворяют мартенситно-стареющие стали. Однако, несмотря на технологические преимущества и высокую разгаростойкость, применение мартенситно-стареющих сталей не всегда экономически оправдано.

В связи с этим особый интерес представляет изучение свойств низко-углеродистых мартенситных сталей (НМС). Благодаря большой устойчивости аустенита и низкому содержанию углерода эти стали бездеформационно закаливаются при охлаждении на воздухе и поэтому характеризуются высокой технологичностью при термическом упрочнении. НМС близки к мартенситно-стареющим сталям по комплексу свойств. Кроме того, в термоупрочненном состоянии они также имеют очень однородную дисперсную структуру с повышенной способностью к релаксации напряжений. В связи с этим можно ожидать, что НМС, как и мартенситно-стареющие стали, будут иметь более высокую разгаростойкость, чем штамповые стали.

При циклическом температурном воздействии по режиму $600\text{ }^{\circ}\text{C} \leftrightarrow \text{вода}$ сопротивление термической усталости низкоуглеродистой мартенситной стали 10ХЗГНМФТ намного больше, чем традиционной штамповой стали 4Х4ВМФС. Принципиальное различие состоит в том, что в штамповой стали 4Х4ВМФС на ранней стадии термоциклирования образуются и получают преимущественное развитие магистральные первичные трещины. В то же время в низкоуглеродистой мартенситной стали первичные трещины не образуются, а термическая усталость проявляется в позднем образовании множественных вторичных трещин, скорость роста которых на порядок меньше, чем первичных. Кроме того, сопоставление кинетики роста разгарных трещин на образцах с заранее нанесенными надрезами различной остроты показало очень малую чувствительность стали 10ХЗГНМФТ к концентраторам, что свидетельствует о повышенной способности к релаксации накапливающихся напряжений.

В интервале рабочих температур $500\ldots 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ предел текучести низкоуглеродистой мартенситной стали 10ХЗГНМФТ составляет $1070\ldots 870\text{ Н/мм}^2$, что сопоставимо со свойствами штамповой стали 4Х4ВМФС и достаточно для обеспечения формо- и износостойкости инструмента.

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Юрьев А. Б., Чинокалов В. Я., Ефимов О. Ю., Симаков В. П., Шитик Е. В.

ОАО “Западно-Сибирский металлургический комбинат”, Новокузнецк, Россия
chinokalov_vy@zsmk.ru

Эффективность эксплуатации упрочненных прокатных валков с использованием технологий на основе концентрированных источников энергии позволяет сделать вывод об актуальности разработки и внедрения технологий плазменного упрочнения калибров прокатных валков в условиях ЗСМК.

Образцы из чугуна марки СШХНФ (3,3 – 3,5% С; 1,35 – 1,7% Si; 0,5 – 0,65% Mn; 0,2 – 0,4% Cr; 1,4 – 1,6% Ni; < 0,2% P; < 0,02% S) обрабатывали плазменной струей на установке УПН-303, укомплектованной плазмотроном прямого действия типа СМ. Процесс обработки заключался в высокотемпературном нагреве (ток дуги 120...140 А, скорость 24...65 мм/с) участка поверхности (анодное пятно) и его интенсивном охлаждении на массу образца со скоростью, обеспечивающей образование закалочных аустенитно-мартенситных структур.

Исходная структура чугуна (рис. 1 а) состоит из перлита пластинчатого, ледебурита, цементита и равномерно распределенного шаровидного графита. После плазменной обработки поверхности образцов в упрочненном слое, толщина которого может достигать 2000 мкм, формируются зона плавления (ЗП) и зона термического влияния (ЗТВ), микротвердость которых составляет 1000...1100 HV и 400...890 HV, соответственно (рис.1 б).

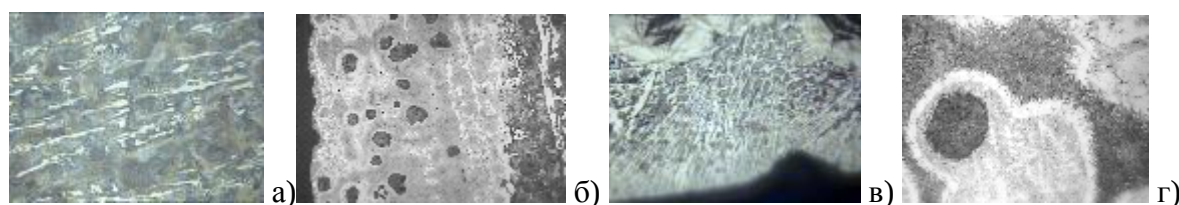


Рис. 1. Микроструктура валкового чугуна СШХНФ.

а – исходная ($\times 200$); б – после плазменной обработки ($\times 200$); в – зона плавления ($\times 800$); г – зона термического влияния. ($\times 200$)

Микроструктура ЗП (рис.1 в) состоит из мелкодисперсной смеси аустенита и цементита, имеющей дендритное строение, ЗТВ (рис. 1 г) – из мартенсита, остаточного аустенита и частично растворенного графита, вокруг которого формируется сложный комплекс структур: цементит $\rightarrow$ пластинчатый ледебурит $\rightarrow$ ледебурит + аустенит $\rightarrow$ область аустенита $\rightarrow$ аустенит + мартенсит игольчатый.

Жаростойкость образцов с плазменнообработанной поверхностью, исследованная весовым методом по увеличению массы после выдержки на воздухе при 700 °С в течение 70 часов, выше исходных на 15 – 17%.

Промышленные испытания горизонтальных валков универсальных клетей стана 450 с закаленной торцевой поверхностью бочки, подвергающейся при прокатке балочных профилей максимальным термическим и механическим нагрузкам и, как следствие, максимальному износу, показали повышение стойкости в 1,5-2 раза в сравнении с серийными.

ТЕРМОДИФФУЗИОННАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В ПОРОШКОВЫХ СРЕДАХ

Бурнышев И. Н., Валияхметова О. М., Мутагарова С. А.

*Институт прикладной механики УрО РАН, г. Ижевск, Россия,
inburn@udman.ru*

Для титановых сплавов наибольшее применение получили оксидирование и азотирование из газовых сред, но в некоторых случаях более перспективными в технологическом отношении являются способы термодиффузионной обработки (ТДО) в порошковых средах. В данной работе рассмотрены: нитроцементация, алитирование, борирование и силицирование титана в порошковых средах.

Нитроцементацию проводили в порошках углеродсодержащих твердофазных веществ и синеродистых солей калия. Исследованы зависимости толщины диффузионных слоев от температурно-временных параметров обработки и состава насыщающей среды. Фазовый состав диффузионных слоев представлен карбонитридом титана $Ti(C, N)$ и α -твердым раствором азота и углерода в α -титане. Максимальное значение микротвердости, равное 22000 МПа, получено после насыщения при температурах 850–900 °С; дальнейшее повышение температуры приводило к снижению микротвердости до 18000 МПа. Износостойкость в условиях сухого трения после нитроцементации повысилась в 3 раза, а коррозионная стойкость в 40%-ной серной кислоте при комнатной температуре – в 500 раз.

Алитированием в порошках алюминия и окиси алюминия получены диффузионные слои толщиной до 100 мкм с микротвердостью до 7000 МПа (температура обработки 850 °С). В зависимости от температуры насыщения и вида алюминийсодержащего реагента на поверхности могут быть получены алюминиды от Ti_3Al до $TiAl_3$. Жаростойкость титановых сплавов при 700 °С повысилась в результате алитирования в 15–30 раз в зависимости от степени легированности сплава, при 850 °С – в 60–100 раз. При температуре испытаний 1000 °С алюминидные покрытия не обеспечивали надежной защиты от высокотемпературной коррозии из-за разрушения окисной пленки, состоящей из окислов Al_2O_3 и TiO_2 . По коррозионной стойкости алитированные сплавы не превосходили, а в некоторых случаях даже уступали сплавам без покрытия.

Толщина боридных слоев, полученных насыщением в порошках карбида бора и аморфного бора при 900–1000 °С, не превышала 10–15 мкм. Общая толщина слоя (зона боридов и зона твердого раствора бора в титане) не превышала 80 мкм. Фазовый состав покрытия представлен боридами титана TiB и TiB_2 с микротвердостью до 30000 МПа. Высокое значение микротвердости обусловило повышение износостойкости в условиях сухого трения в 8 раз.

Недостатком силицирования титана в порошке кремния (как и борирования) при температурах обработки 850–900 °С является малая толщина диффузионного слоя, не превышающая 20 мкм. Предложенный способ интенсификации позволил получить при этих температурах обработки силицидные слои толщиной 40–150 мкм. Свойства получаемых покрытий не уступают свойствам покрытий, полученных в порошке кремния при температурах 1050–1100 °С. Жаростойкость силицированного титана повысилась в 40–80 раз, а коррозионная стойкость в 80%-й серной кислоте – в 90–150 раз. Износостойкость в условиях фреттинг-коррозии, трения скольжения, агрессивных сред оказалась выше, чем у оксидированных, карбооксидированных и нитроцементованных сплавов.

ПОЛУЧЕНИЕ ЛЕГИРОВАННЫХ СТЕКЛООБРАЗНЫХ ТОНКИХ ПЛЕНОК МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО ИСПАРЕНИЯ

Бесогонов А. В., Бесогонов В. В. *, Когай В. Я. *, Бурнышев И. Н. *

Ижевский государственный технический университет, Ижевск, Россия,

besog@udm.ru

**Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск, Россия,*

besog@udman.ru

В работе предложен метод получения легированных стеклообразных пленок при лазерном испарении мишени. Поскольку порог разрушения для халькогенидных стеклообразных материалов имеет значение $\sim 10^3$ Вт/см², это позволяет использовать для их испарения достаточно простые по схеме и не очень мощные лазерные устройства. В качестве вакуумной установки, оснащаемой лазерной системой, выбран вакуумный универсальный пост ВУП-5, предназначенный для подготовки образцов, исследуемых электронными микроскопическими методами. Материал легирующей примеси предварительно наносился на подложку методом термического испарения из лодочки непосредственно перед осаждением халькогенидного состава. Количество примеси рассчитывалось, исходя из степени легирования.

Равномерность пленки на подложке размером 10×10 мм, размещенной на расстоянии 60 мм от мишени, составляет $\pm 5\%$. Лазер построен по стандартной схеме с выходным зеркалом, имеющим коэффициент пропускания 70%. В качестве активного элемента используется стандартный кристалл YAG:Nd³⁺ размерами Ø 6,3×65 мм. Модуляция добротности осуществляется с помощью пассивного затвора на кристалле LiF: F₂⁻. Накачка активного элемента оптическая, за счет лампы ИНП-5/60А-1, от блока питания БПЛ 75/33У при энергии разрядного конденсатора 75 Дж. Лазерная система имеет следующие технические характеристики: длина волны лазерного излучения 1,06 мкм, длительность импульса 20 нс, частота следования импульсов 1–50 Гц, энергия излучения в импульсе 50–100 мДж, диаметр фокусного пятна ~ 2 мм, мощность блока питания не более 4,5 кВА.

Испаряемая лазером мишень помещается на вращающийся столик объектов в его центре и прижимается специальной шайбой с отверстием по центру. Столик объектов устанавливается с небольшим эксцентриситетом относительно оси лазерного луча. Поэтому фокусное пятно на мишени перемещается по окружности радиусом, равным эксцентриситету, что позволяет аппроксимировать испаряемую поверхность в виде плоскости. Эксперименты по осаждению материала состава Ge₁₅Se₈₅ показали, что скорость роста пленки при частоте следования импульсов 1 Гц составляет 8 нм/мин. Измерение равномерности пленки осуществлялось на эллипсометре ЛЭФ-3М. Для эллипсометрических исследований в качестве подложек использован монокристалл кремния К50 и ситалл марки СТ-50-1. Измерение поляризационных углов Ψ и Δ производилось по двухзонной методике при длине волны монохроматического излучения $\lambda = 0,633$ мкм и угле падения 70° и 53° (для подложек из кремния и ситалла, соответственно). Расчет толщины, показателя преломления и показателя поглощения пленки Ge₁₅Se₈₅ проведен на ЭВМ по программе «Поиск», разработанной в Институте физики полупроводников г. Новосибирска.

Контроль сопротивления растущей пленки показал, что значение сопротивления изменяется непрерывно, но в зависимости от толщины халькогенидного слоя скорость изменения различна.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ВОДОРОДА В ОЦК-РЕШЕТКЕ ЖЕЛЕЗА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Бурнышев И. Н., Нагорных И. Л. *, Бесогонов В. В., Орлова Н. А. *

Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск, Россия,

inburn@udman.ru

**Удмуртский государственный университет, Ижевск, Россия,*

inburn@udman.ru

В технологических процессах получения стали важное значение имеет поведение водорода в объёме металла. При остывании расплава водород может образовывать скопления в виде флокенов, в результате чего металл может стать хрупким. Удаление водорода из металла достигается методами специального отжига, в результате которого водород большей частью покидает матрицу металла. Метод молекулярной динамики с хорошей точностью позволяет моделировать подобные системы и их поведение.

В работе исследуется поведение водорода в кристаллах железа с ОЦК-решёткой. Для удобства описания решётки введена система координат, удовлетворяющая следующим условиям: оси располагаются вдоль рёбер кубического кристалла, начало координат совпадает с одной из вершин куба, в качестве единичного интервала выбран параметр ОЦК-решётки железа, равный 0,2836 нанометров.

В ходе работы было смоделировано поведение двух систем. Размер первого и второго кристаллов выбран $10 \times 10 \times 10$ (в количестве постоянных решётки, отложенных по осям OX , OY , OZ , соответственно). Количество атомов железа в первом кристалле 2000, и в одну из октапор помещены два атома водорода. Во втором кристалле сформирована вакансия, внутри которой помещены также два атома водорода. На кристаллы наложены циклические граничные условия. Расчёт эволюции системы произведен вдоль траектории с постоянными энергией, давлением и количеством атомов – в приближении микроканонического ансамбля [1], с шагом по времени $t = 10^{-16}$ с.

Потенциалы взаимодействия атомов Fe–Fe, Fe–H, H–H рассчитаны в приближении метода погружённого атома, где каждый атом рассматривается как примесь, погружённая в ансамбль, состоящий из всех оставшихся атомов. Энергия, требующаяся для погружения атома, которую можно определить, зависит только от электронной плотности в точке погружения.

После формирования кристаллов проведена его релаксация с целью приведения системы в равновесное состояние. После этого отслеживалось поведение атомов водорода в ОЦК-решётке железа при температурах (0–600)К.

Ранее в [2] было показано, что при нахождении двух атомов водорода в одной октапоре или вакансии при низких температурах атомы располагаются на расстояниях, характерных для молекулы водорода.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (Проект 04-01-96020)

1. Хеерман Д.В. Методы компьютерного эксперимента в теоретической физике: Пер. с англ./Под ред. С.А. Ахманова. – М: Наука. Гл. ред. Физ-мат. лит., 1990. – 176с.
2. Бурнышев И.Н., Бесогонов В.В. Моделирование поведения водорода в ОЦК-решетке железа при высоких скоростях нагрева. /Актуальные проблемы физики твердого тела: сб. докл. Международной научной конференции 26 – 28 октября 2005 г., Минск. Мн: Изд. центр БГУ, 2005. Т.2, с.312-314.

ИЗМЕНЕНИЯ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Д1

Данилов В. И., Стрельникова А. В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

anna_64@list.ru

Известно, что изменения скорости ультразвука, которые происходят при активном нагружении материалов, тесно коррелируют со стадийностью деформационной кривой. Ранее уже сделана попытка объяснить кинетику изменения скорости распространения акустических сигналов процессами нарастания внутренних напряжений и релаксации на примере технически чистого алюминия с мелким зерном [1,2]

В данной работе исследовались изменения скорости распространения ультразвука в дуралюмине Д1. Образцы из горячекатанного листа, были подвергнуты отжигу-возврату при температуре 300 °С в течение 1 часа.

Скорость ультразвука измерялась автоциркуляционным методом [1] при одновременном одноосном растяжении с использованием автоматизированного комплекса ANDA. Типичный вид полученных зависимостей представлен на рис.1.

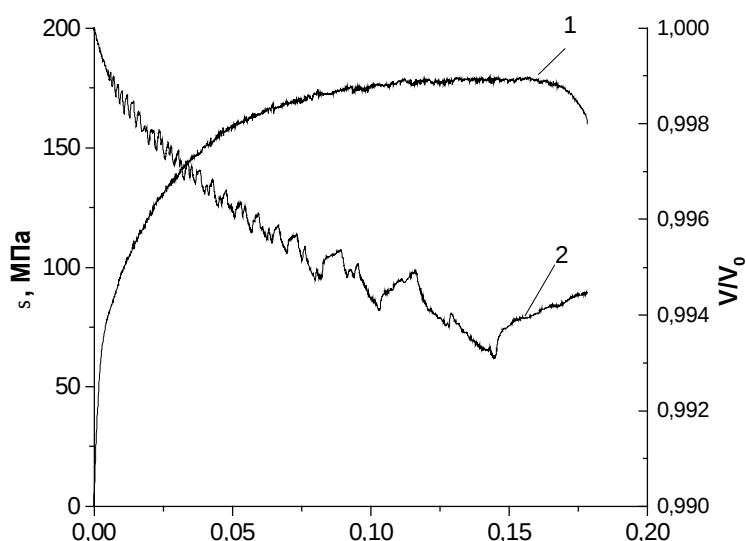


Рис. 1. Зависимость относительных изменений скорости ультразвука от деформации (1), и диаграмма нагружения (2).

Диаграмма нагружения (1) для данного сплава имеет параболический вид и промодулирована скачкообразными спадами напряжений. Спады напряжений коррелируют со скачкообразными изменениями скорости ультразвука (2), но длительность последних значительно больше.

При логарифмировании деформационных кривых удалось достаточно четко выделить три стадии диаграммы со следующими границами: от 1,3 до 2,4% — линейная стадия ($n = 1$); от 3,4 до 6,0% — I-параболическая ($n = 1/2$); от 7,5 до 13,8% — II-параболическая (где $n \approx 0,3$)

Изменение продолжительности скачков на диаграмме скорости ультразвука и их амплитуды на вышеуказанных стадиях деформационной кривой также различны. Так, на линейной стадии продолжительность скачков — $2,4 \cdot 10^{-3}$, амплитуда — $4,4 \cdot 10^{-4}$; на I параболической: продолжительность — $5 \cdot 10^{-3}$, амплитуда — $5,6 \cdot 10^{-4}$; на II параболической стадии продолжительность скачков и их амплитуда непостоянны. Амплитуда возрастает в среднем от $8,5 \cdot 10^{-4}$ до $16 \cdot 10^{-4}$, длительность также увеличивается от $8 \cdot 10^{-3}$ до $25 \cdot 10^{-3}$. При этом общая тенденция уменьшения скорости ультразвука по мере роста деформации сохраняется.

Можно предположить, что причиной появления скачков служат происходящие в объеме образца структурные изменения, которые обусловлены перераспределением напряжений на концентраторах — эффект Портевена–Ле Шателье. Основанием для этого может служить известный факт зависимости скорости ультразвука от уровня внут-

ренных напряжений [2]. Скорость акустических сигналов тем меньше, чем больше величина внутренних напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 05-08-18248 2005а.

1. Зуев Л.Б., Семухин Б.С., Бушмелева К.И. Изменение скорости ультразвука при пластической деформации Al // ЖТФ, 2000. – Т.70. – №1. – С. 52–56.
2. Зуев Л.Б., Семухин Б.С., Лунев А.Г. О возможности оценки прочности металлов и сплавов неразрушающим ультразвуковым методом // Прикладная механика и техническая физика, 2002. – Т.43. – № 1. – С. 202-204.

КАРТИНЫ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Баранникова С. А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
bsa@ispms.tsc.ru*

В работах [1,2] обнаружено, что процесс макроскопической локализации имеет пространственную и временную упорядоченность, и установлен волновой характер локализации пластической деформации.

В настоящей работе исследовались монокристаллические образцы аустенитной высокомарганцовистой стали (Fe–13% Mn –1.03% C), в которых вид кривых течения, коэффициент деформационного упрочнения, протяжённость стадий упрочнения и механизм деформации (скольжение/двойникование) зависят от ориентации оси растяжения кристаллов [1]. Начиная с предела текучести и вплоть до разрыва при растяжении образцов через 0,2% общей деформации на испытательной машине “Instron-1185”, методом спекл-интерферометрии [1,2], производилась регистрация полей векторов смещений $r(x,y)$ с дальнейшим вычислением распределений продольных, поперечных, сдвиговых и поворотных компонент тензора пластической дисторсии β_{ij} для всех точек наблюдаемой поверхности образца. Анализ пространственно-временных распределений $\epsilon_{xx}(x, y, t)$ дает возможность сравнения их со стадиями кривой пластического течения $\sigma(\epsilon)$.

Обобщая результаты проведенных в настоящей работе исследований макроскопической локализации пластического течения в монокристаллических образцах с проведенными ранее, удалось установить:

- пространственная ориентация зон макроскопической локализованной деформации по отношению к оси растяжения монокристаллического образца определяется кристаллографическими параметрами и совпадает со следами действующих систем скольжения или двойникования, имеющих максимальные значения факторов Шмида на плоскости наблюдения очагов;
- каждый из активных очагов локализованной пластической деформации есть совокупность действующих в период времени, соответствующих регистрации поля векторов смещения, сдвигов по плоскостям скольжения монокристаллов с максимальными факторами Шмида, или совокупность двойников деформации, также удовлетворяющих этому условию;
- число активных очагов локализованной пластической деформации, действующих на стадии легкого скольжения, в исследованных монокристаллах определяется числом действующих при заданной кристаллографической ориентировке систем скольжения

или двойникования. В случае монокристаллов, ориентированных для синглетного скольжения, возникает один очаг локализованной пластичности. При мультиплетном скольжении одновременно сосуществуют два или более очагов, ориентация каждого из которых соответствует одной из активированных систем скольжения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российско-американской программы "Фундаментальные исследования и высшее образование" (проект ТО-016-02).

1. Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Данилов В.И. // ФТТ, 1999. – Т. 41. – № 7. – С. 1222–1224.
2. Zuev L.B. Wave phenomena in low-rate plastic flow of solids // Annalen der Physik, 2001. – Vol. 10. – N. 11–12. – P. 965–984.
3. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Литвинова Е.И. и др. // Доклады РАН., 2000. – Т. 371. – № 1. – С. 45–48.

ВЫСОКОАЗОТИСТЫЕ ПОРОШКИ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Карабаналов М. С., Демаков С. Л., Колпаков А. С., Кардонина Н. И.

*ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru*

Работа посвящена получению порошковых материалов на железной основе, используемых в качестве материалов для толстослойных восстановительных покрытий. Исследовалась система на основе термически нестабильного соединения Fe_4N , которое в процессе разогрева при нанесении покрытия распадается с образованием молекулярного азота и железа. Покрытия из таких порошков имеют высокий уровень эксплуатационных свойств при относительно низкой себестоимости и позволяют получать толщину до 10 мм.

В ходе работы определен оптимальный состав исходного безуглеродистого порошка, который кроме железа должен содержать 3–6 вес.% алюминия и до 2 вес.% хрома. Азотирование в виброкипящем слое позволяет получать порошки, состоящие практически целиком из γ' -фазы, легированной алюминием. Превышение количества алюминия свыше указанного приводит к резкому замедлению процесса поглощения азота. При меньших содержаниях не происходит стабилизации желаемой ферритной структуры.

Исследования механических свойств и структуры покрытия показали высокие адгезионные характеристики и отсутствие пористости, однако в структуре присутствуют до 5–7% окислов железа и алюминия. Вследствие этого разрушение происходит по оксидным структурным составляющим.

Введение в состав исходного порошка 0,2% углерода позволило минимизировать оксидную составляющую структуры покрытия и повысить значения усилия отрыва покрытия (значения отрыва превышают 60 МПа). В работе использовались методы металлографического, микрорентгеноспектрального анализа, микродюрометрии, РСФА и РЭМ.

Результаты работы прошли промышленную опробацию при восстановлении крупногабаритных деталей на теплоэлектростанциях.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ СТАЛИ СтЗсп

Петрова Н. Д., Иванов А. М.

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск, Россия

nakalykay@mail.ru,

a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

Для повышения прочности металлических материалов используются различные способы интенсивной пластической деформации (ИПД). Несмотря на активное развитие и других методов интенсивной пластической деформации (всестороннейковки, прокатки с наложением и соединением листов, специального циклического деформирования и ряда других), для получения объемных заготовок с однородной ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой наиболее эффективным способом остается равноканальное угловое прессование (РКУП).

Для изучения влияния режима РКУП (маршрута, количества и температуры прессования) на структуру и свойства конструкционной низкоуглеродистой стали СтЗсп образцы $\varnothing 20 \times 100$ мм подвергали РКУП* с углом пересечения каналов 120° при температуре $400\text{--}500^\circ\text{C}$ в два или четыре цикла маршрутами В_c и С, а также в шесть проходов комбинированным маршрутом В_c и С.

Как видно из гистограммы на рис.1, размер зерна уменьшился с 18,49 мкм до 10,64 мкм (для определения среднего размера зерна была использована световая микроскопия). Микротвердость (использовался микротвердомер LM 700) возросла с 1,37 ГПа до 3,19 ГПа (рис. 2). Существенное измельчение зерна осуществляется после одного-двух проходов РКУП; в последующих (4, 6 циклы) циклах изменения незначительные.

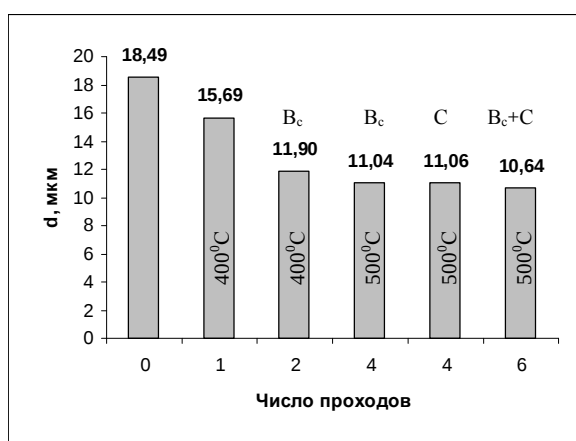


Рис. 1. Изменение размера зерна СтЗсп после РКУП.

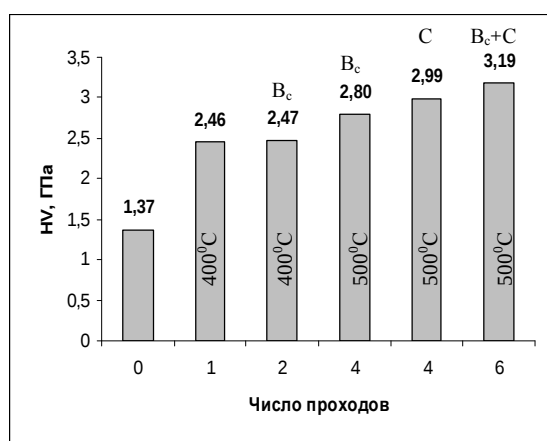


Рис. 2. Изменение микротвердости СтЗсп после РКУП.

* Эксперименты по РКУП выполнены с помощью оснастки, разработанной в Институте физики перспективных материалов УГАТУ (г. Уфа).

Также влияния маршрута прессования на уменьшение размера зерна при рассмотренных режимах не наблюдается. Микротвердость значительно увеличивается уже после первого цикла прессования, а затем монотонно возрастает по мере увеличения числа проходов.

Рассмотрена эволюция структуры стали СтЗсп в ходе РКУП.

Работа выполнена при финансовой поддержке по Программе 3.11. Отделения энергетики, машиностроения, механики и процессов управления РАН (проект 4)

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА AZ91D, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Курманаева Л. Р., Исламгалиев Р. К.

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет,
Уфа, Россия
lilokr@list.ru*

Известно, что легкие магниевые сплавы вследствие высокой удельной прочности являются привлекательными для исследователей в качестве конструкционных материалов [1]. Вместе с тем, большинство изделий из магниевых сплавов получают методами литья под давлением, поскольку они относятся к классу труднодеформируемых материалов. Для получения изделий сложной формы перспективными являются методы пластической деформации, которые обычно проводятся при повышенных температурах на материалах с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ).

Для получения УМЗ материалов в последнее время были развиты методы интенсивной пластической деформации (ИПД), которые ведут к образованию структуры с размером зерна менее 1 мкм. Однако полученная зеренная структура таких УМЗ материалов характеризуется склонностью к росту зерна при повышенных температурах [2], что ограничивает температурный диапазон их применения. В настоящей работе рассмотрены структура и механические свойства УМЗ магниевого сплава AZ91D, полученного методом равноканального углового прессования (РКУП). Особое внимание уделено изучению термостабильности прочностных характеристик УМЗ образцов, подвергнутых отжигу в диапазоне 250–500 °С.

Установлено, что применение РКУП приводит к повышению предела прочности при комнатной температуре от 185 до 230 МПа с одновременным увеличением пластичности от 3 до 7%. Обнаружено, что повышенные характеристики прочности и пластичности сохраняются до температур отжига порядка 300–350 °С, тогда как при более высоких температурах отжига наблюдается постепенное снижение предела прочности и удлинения до разрушения.

1. S. Schuman, H. Friederich, "Current and future use magnesium in the automobile industry", Materials Science Forum, Vols 419–422 (2003), 51–53
2. H. Mugraby, H.W. Hoppel, M. Kautz, R.Z. Valiev, "Annealing treatment to enhance thermal and mechanical stability of ultrafine-grained metals produced by severe plastic deformation", Z. Metallkd. 94 (2003) 10, 1079–1083

ПЕРСПЕКТИВНЫЙ ОТЕЧЕСТВЕННЫЙ СПЛАВ 1570С ДЛЯ ФОРМОВКИ

Кайбышев Р. О., Автокротова Е. В., Аполлонов А. А., Казакулов И. Я.

*Институт проблем сверхпластичности металлов, г. Уфа, Россия,
[lena@imsp.da.ru](mailto:lana@imsp.da.ru)*

Одной из перспективных технологий в области обработки материалов давлением является сверхпластическая листовая формовка, которая обеспечивает получение изделий сложной формы за одну формообразующую операцию с использованием простой оснастки [1]. Обычно для получения состояния сверхпластичности необходима специальная подготовка мелкозернистой структуры, что существенно повышает себестоимость изделия. Так, например, американский алюминиевый сплав 5083, широко используемый за рубежом в автомобилестроении такими фирмами как “Дженерал Моторс” (рис.1), “Форд”, “Роллс Ройс”, перед формовкой проходит сложную термомеханическую обработку. С технико-экономической точки зрения, более привлекательным является отечественный алюминиевый сплав 1570С, который можно применять для сверхпластической листовой формовки без затрат на подготовку структуры, используя простую технологию производства листов.



Рис.1. Багажник автомобиля «04 Chevy Malibu Maxx», полученный методом сверхпластической формовки.

В настоящей работе лист сплава 1570С был получен прокаткой при комнатной температуре с общей степенью деформации 80%. Испытания образцов на растяжение показали, что материал при температуре 520 °С демонстрирует уникальные значения относительного удлинения до разрушения, δ , (1400–2300%) в широком интервале скоростей деформации (10^{-3} – 10^{-1} с⁻¹). Также было отмечено, что при скорости деформации $5,6 \times 10^{-2}$ с⁻¹ значение $\delta \sim 2000\%$ сохраняется в широком интервале температур (470–520 °С). Таким образом, высокие значения скорости деформации и пластичности позволяют значительно сократить рабочий цикл изготовления детали. Кроме того, высокие значения δ (>1000%) существенно улучшают качество изделий за счет уменьшения их разнотолщинности, что немало важно при изготовлении деталей сложной формы.

На рис. 2 продемонстрирован образец, полученный сверхпластической формовкой исходного листа сплава 1570С в конусную матрицу с помощью газа. Данный метод позволяет оценить пластичность материала при его формовке в матрицу сложной формы.

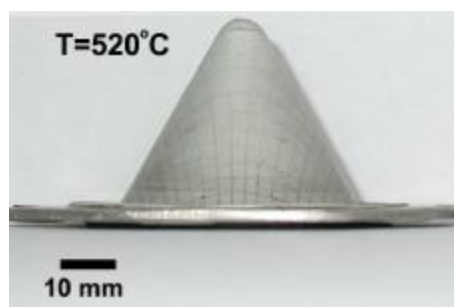


Рис.2. Образец сплава 1570С, полученный сверхпластической формовкой из листовой заготовки.

1. О.М. Смирнов, А.Г. Воробьев, М.А. Цепин, К.М. Семенко. Цветные металлы, 1995. – №3. – С. 46–50.

**ВЛИЯНИЕ РКУ ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ
ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ
И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Li–Mg**

Кайбышев Р. О., Шипилова К. Ф., Могучева А. А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,

Уфа, Россия,

Annam08@mail.ru

Данная работа посвящена исследованию микроструктуры и анализу механических свойств в алюминиевом сплаве 1421 в процессе интенсивной пластической деформации. Сплав 1421, использованный для данных исследований, имел следующий химический состав: Al–5,1%Mg–2,1% Li–0,17%Sc (в весовых процентах). РКУ прессование образцов проводилось в штампе при температуре $T = 325\text{ }^{\circ}\text{C}$. Истинная степень деформации составила $e \sim 8$ (после 8 проходов). Изотермическая прокатка проводилась на прокатном стане при температуре $T = 325\text{ }^{\circ}\text{C}$ до степени деформации $e \sim 1,7$. Механические испытания проводили по схеме “растяжение” на универсальном динамометре “INSTRON-1185”. Для исследования микроструктуры образцов применялись следующие методики: оптическая металлография, просвечивающая и растровая электронная микроскопия, сканирующая электронная микроскопия (EBSD анализ).

На основании проделанной работы были сделаны следующие выводы. Термомеханическая обработка, включающая РКУ прессование с прямоугольной формой каналов с последующей изотермической прокаткой, позволяет получить тонкие листы сплава системы Al–Li–Mg с однородной УМЗ структурой. Средний размер рекристаллизованных зерен уменьшается от 2,1 мкм после РКУ прессования до 0,9 мкм после РКУ прессования с последующей изотермической прокаткой, а их удельный объем увеличивается от 85% до 95%, соответственно. Возможность достижения эффекта сверхпластичности в исследуемом материале после РКУ прессования с последующей изотермической прокаткой выявлена в температурном интервале 250...500 °C. Удлинения свыше 1000% наблюдались при температурах от 350 °C до 500 °C и скоростях деформации от $1,4 \cdot 10^{-2}$ до $1,4 \cdot 10^{-1}\text{ с}^{-1}$. Максимальное удлинение 2700% было получено при температуре 450 °C и скорости деформации $1,4 \cdot 10^{-2}\text{ с}^{-1}$; при этом коэффициент скоростной чувствительности $m \sim 0,52$. Напряжения течения, максимальные напряжения и удлинения до разрушения в листах сплава 1421 после стандартной термообработки, включающей закалку с температуры 450 °C и старение при температуре 120°C, меняются от 370 до 380 МПа, от 517 до 545 МПа и от 12,5 до 22%, соответственно, в зависимости от направления.

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ СТАРЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01970, ПОЛУЧЕННОГО ПО ГРАНУЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Попов А. А., Еланцев А. В., Лушникова Т. В.

Уральский государственный технический университет – УПИ,
Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru

На современном этапе развития техники и промышленности требуется применение качественно новых легких и высокопрочных материалов, отличающихся высокими эксплуатационными свойствами.

В работе изучали распад пересыщенного твердого раствора высокопрочного гранулированного алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg–Cu, дополнительно легированного переходными металлами, а именно, сплава 01970.

Процесс старения уже более 70 лет тщательно изучается многими учеными. Это обусловлено, во-первых, сложностью природы данного явления и отсутствием общей физической теории для его объяснения, во-вторых, большим числом стареющих сплавов, уже использующихся на практике или предложенных для промышленного применения

В целом, по работе можно сделать следующие выводы:

1. На основании измерений электросопротивления были разделены температурно-временные области зонного и фазового старения и установлены следующие закономерности: возрастание электросопротивления объясняется тем, что большинство растворенных атомов начинает выделяться в виде зон малого размера. Причем этот процесс происходит во всем объеме образца. То есть в течение 5 минут происходит выделение зон Гинье–Престона. Через 5 минут старения электросопротивление начинает уменьшаться. Очевидно, это связано с выделением метастабильной η фазы и стабильной фазы $MgZn_2$. Исходя из этого, нами было сделано заключение, что в течение первых 5 минут происходит стадия зонного старения, а дальше начинается стадия фазового старения. Такой вывод косвенно подтверждают и микродюрометрические исследования. Если сопоставить значения микротвердости после 30 часов естественного старения и значения твердости после 5 минут искусственного старения, то они будут практически равны, а из литературных источников известно, что естественное старение данных сплавов заканчивается на выделении зон Гинье–Престона.

2. Тот факт что, в течение первых пяти минут проходит стадия зонного старения, подтверждают обнаруженные на снимках просвечивающей электронной микроскопии выделения метастабильной фазы $CuAl_2$. Из анализа литературных источников известно, что данная фаза в сплавах системы Al–Zn–Mg–Cu образуется только на стадии зонного старения, и при образовании стабильных фаз $MgZn_2$ растворяется.

3. По показаниям микротвердости установлено, что наибольшее упрочнение сплава 01970 достигается через два часа искусственного старения. После двенадцати часов начинается коагуляционное старение.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СВОБОДНОЙ КОВКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ AZ31, AZ61, AZ91

Кайбышев Р. О., Галиев А. М., Дудко В. А., Осипова О. Ю.,
Хабиева И. Д.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
valeryda@imsp.da.ru, olgao@imsp.da.ru*

Магниевые сплавы обладают высокой удельной прочностью, вследствие чего они являются перспективными материалами для автомобильной и авиационной промышленности, портативной электроники, спортивных товаров. Однако в настоящее время магниевые сплавы имеют ограниченное применение в промышленности из-за низкой пластичности. Измельчение зеренной структуры может существенно повысить пластичность магневых сплавов как при комнатной, так и при повышенных температурах. Целью данной работы является изучение эволюции микроструктуры при ковке и прокатке магневых сплавов AZ31, AZ61, AZ91, а также оценка влияния измельчения зерен на механические свойства этих сплавов при комнатной температуре.

Образцы из литых гомогенизированных магневых сплавов AZ31 (Mg–3,1 масс.%Al–1,2 масс.%Zn–0,24 масс.%Mn), AZ61 (Mg–6,1 масс.%Al–1,3 масс.%Zn–0,24 масс.%Mn) и AZ91 (Mg–8,8 масс.%Al–0,72 масс.%Zn–0,25 масс.%Mn) размером 50×50 мм² в поперечном сечении и 100 мм высотой были подвергнуты изотермической ковке с кантовкой в трех направлениях при температурах 315, 350, и 400 °С с суммарными истинными степенями деформации ϵ от 3 до 11,1 для сплава AZ31 и при температурах 315 и 350 °С со степенями деформации от 3 до 7,1 для AZ61 и AZ91. Поковки с наиболее однородной, мелкозернистой структурой были разрезаны на пластины толщиной 12 мм, которые были изотермически прокатаны при температурах 225, 275, 300 и 350 °С до толщины 2 мм.

Показано, что в сплаве AZ31 наиболее однородная микроструктура формируется послековки при температурах от 315 до 350 °С с ϵ от 5,1 до 11,1. При температуре 315 °С с $\epsilon = 5,1$ объемная доля рекристаллизованных зерен $V_{рек}$, составляет 74%, а средний размер рекристаллизованных зерен $d_{рек} = 6,9$ мкм; а с $\epsilon = 10,1$ – $V_{рек} = 83\%$ и $d_{рек} = 5,5$ мкм. В сплаве AZ61 формируется менее однородная структура. Так, послековки при 315 °С с $\epsilon = 5,3$ $V_{рек} = 45\%$, $d_{рек} = 8,5$ мкм. В сплаве AZ91 послековки при 315 °С с $\epsilon = 5,3$ $V_{рек} \sim 80\%$, $d_{рек} \sim 5,5$ мкм.

В сплаве AZ31 послековки при 350 °С с $\epsilon = 11,1$ ($V_{рек} = 85\%$ и $d_{рек} = 5,1$ мкм) относительное удлинение при комнатной температуре составило 20,5%, условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 177$ МПа, предел прочности $\sigma_b = 311$ МПа.

После изотермической прокатки при 275 °С в сплавах AZ31 и AZ91 формируется однородная структура со средним размером зерна 5,7 и ~7 мкм, соответственно. В сплаве AZ61 формируется менее однородная структура со средним размером зерна 9,5 мкм.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БУРИЛЬНОЙ ТРУБЫ ИЗ СТАЛИ 32ХМА ПОСЛЕ ТЕРМОУЛУЧШЕНИЯ

Рыжков М. А., Битюков С. М.^{*}, Лаев К. А., Фарбер В. М.

УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия,

keks@zmail.ru

^{*} ЕФ ОАО «РосНИТИ», г. Екатеринбург, Россия

Целью настоящей работы явилось изучение структуры и механических свойств различных зон бурильной трубы, изготовленной из стали 32ХМА. Суммарное содержание серы и фосфора в металле не превышало 0,018 масс.%. После горячей прокатки и высадки концов бурильная труба подвергалась закалке и последующему высокому отпуску.

В работе использовались микроструктурный, электронномикроскопический и дюрометрический методы исследования, а также проводились испытания механических свойств по стандартным методикам.

Исследовались высаженная часть бурильной трубы, переходная зона между высаженной и гладкой частями трубы, а также гладкая часть трубы, прилегающая к зоне высадки. Прочностные свойства бурильной трубы возрастают при переходе от гладкой части к высаженной, пластические – пропорционально уменьшаются.

Металлографически установлено наличие волокон в металле трубы, которые проявляются в различной интенсивности травления структурных составляющих. В гладкой части трубы волокна прямые и идут параллельно друг другу, в районе высадки они сильно изогнуты и представляют собой ломаные линии.

Электронномикроскопические исследования показали, что в структуре бурильной трубы присутствует три типа микрообъемов (перечислены в порядке уменьшения их объемной доли в металле).

1. Около 45% микрообъемов занимают пакеты реек, шириной 0,25–0,75 мкм, унаследованные от продуктов сдвигового (низкотемпературного) превращения. Внутри реек наблюдается повышенная плотность дислокаций ($\rho_d \sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), претерпевших небольшую перестройку в процессе высокого отпуска. Границы игл декорированы выделениями цементита вытянутой формы, длина которых достигает 1 мкм.

2. Порядка 40% микрообъемов представляют собой субзерна феррита, размером до 1 мкм, образовавшиеся в результате перестройки дислокаций, имеющие малоугловые упорядоченные дислокационные границы. В узлах субзерен и по их границам видны округлые выделения цементита, размер которых достигает 0,25 мкм.

3. В оставшихся микрообъемах, окаймленных высокоугловыми изогнутыми мигрирующими границами, обнаружены признаки начала первичной рекристаллизации.

Судя по имеющимся в структуре типам микрообъемов, в процессе отпуска активно проходила полигонизация, которая подавила первичную рекристаллизацию, оставшуюся на начальной стадии. Доминирование полигонизации, прежде всего, обусловлено постепенным перемещением дислокаций, освобождающихся от точек закрепления.

Таким образом, в результате подбора химического состава металла и проведенной термической обработки по всей длине бурильной трубы получена структура, гарантирующая уровень механических свойств, соответствующий группам прочности Л и М по ГОСТ Р 50278-92.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ И ТЕПЛОЙ ПРОКАТКОЙ

Исламгалиев Р. К., Юнусова Н. Ф., Бардинова М. А., Сошникова Е. П.,
Валиев Р. З.

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия
saturn@mail.rb.ru*

Известно, что процесс РКУП приводит к одновременному существенному измельчению зерна в различных металлах и сплавах [1] и повышению механических свойств по сравнению с крупнокристаллическими материалами.

Например, недавно было показано, что алюминиевый сплав 1421, подвергнутый РКУП, проявляет уникальные сверхпластические свойства с удлинением до разрушения на 1500% при относительно низкой температуре $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ и очень высокой скорости деформации $10^{-2}\text{--}10^{-1}\text{ с}^{-1}$ [2]. При этом заготовки, подвергнутые РКУП, были размером 20 мм в диаметре и 100 мм в длину. В данной работе рассматривается развитие методов РКУП для получения крупногабаритных заготовок из сплава 1421 диаметром 40 мм и длиной 160 мм, которые можно использовать для изготовления листов путем последующей прокатки.

Образцы с большими размерами ($\varnothing 40 \times 160$ мм) после РКУП ($T = 370\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 проходов, маршрут В_с, угол 90°) характеризовались однородной микроструктурой со средним размером зерен 1 мкм и выделением вторичных фаз размером 0,3 мкм. РКУП образцы показали относительное удлинение 950% при скорости деформации 10^{-2} с^{-1} и температуре $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Кроме этого, установлено, что образцы, подвергнутые РКУП проявляют низкотемпературную сверхпластичность при температурах $300\text{--}350\text{ }^{\circ}\text{C}$. Во избежание анизотропии микроструктуры и механических свойств теплая прокатка РКУП образцов была выполнена при данных режимах низкотемпературной сверхпластичности.

Принимая во внимание тот факт, что около 85% всего количества продукции изготовленного путем сверхпластического формования, производится с помощью листовых заготовок, особое внимание в этой работе обращено на исследование анизотропии микроструктуры и механических свойств листов полученных путем РКУП и последующей тепловой прокатки.

1. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. Progr. Mater. Sci. 45(2000)103-189.
2. Н.Ф. Юнусова, Р.К. Исламгалиев, Р.З. Валиев. Высокоскоростная сверхпластичность в алюминиевых сплавах 1420 и 1421 подвергнутых равноканальному угловому прессованию. Металлы. 2(2004) 21-27.

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 7075 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИЯ

Бардинова М. А., Мурашкин М. Ю., Исламгалиев Р. К., Валиев Р. З.

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, РФ,
m.bard@mail.ru*

Известно, что обработка металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) обеспечивает формирование в них ультрамелкозернистого (УМЗ) строения. В ряде исследований было установлено, что в УМЗ многофазных системах, к которым относится большинство промышленных сплавов на основе алюминия, кроме размера зерен и неравновесного состояния их границ, существенный вклад в повышение механических свойств также могут внести дисперсные упрочняющие фазы, формирующиеся при проведении пост-деформационной термической обработки.

В данной работе исследовано влияние ИПД, проводимой в сочетании с традиционными операциями термической обработки закалкой и старением, на изменение прочностных характеристик дисперсионно-твердеющего алюминиевого сплава 7075 системы Al–Zn–Mg–Cu, нашедшего широкое применение в авиастроении.

Перед деформацией заготовки сплава 7075 подвергали обработке на твердый раствор при 480 °С, 5 часов с последующей закалкой в воду. ИПД образцов диаметром 20 и толщиной 0,3 мм осуществляли кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) 6 ГПа, при комнатной температуре. После КГД образцы подвергали естественному или искусственному старению при температуре 80 и 120 °С.

Было установлено, что в результате обработки КГД в заготовках сплава 7075 сформировалась УМЗ структура с размером зерен менее 100 нм. Твердость деформированных образцов монотонно увеличивается от центра к периферии. В центре, на расстоянии половины радиуса от центра и на периферии, твердость УМЗ образцов составила 218, 275 и 332 HV, соответственно. Такое распределение твердости объясняется различием в величине сдвиговой деформации, которой подвергается материал на разном удалении от центра образца при обработке КГД. Для корректного сопоставления достигнутого уровня прочности были проведены механические испытания образцов сплава как после обработки КГД, так и после упрочняющей термической обработки, выполненной по стандартному режиму Т6. Сплав 7075 после КГД в УМЗ состоянии демонстрирует значительно большую прочность ($\sigma_{0,2} = 770$ МПа, $\sigma_B = 790$ МПа), чем после обработки Т6 ($\sigma_{0,2} = 475$ МПа, $\sigma_B = 527$ МПа).

Было установлено, что прочность УМЗ заготовок сплава после КГД можно дополнительно повысить, проведя последующее старение. Температура старения, при которой достигается максимальная твердость сплава, была на 40 °С ниже, чем при проведении стандартной обработки Т6, и составила 80 °С. При этом старение необходимо проводить в течение 3–8 часов. В результате такой обработки твердость в центре, на расстоянии половины радиуса от центра и на периферии УМЗ образцов составила, соответственно, 320, 324 и 381 HV и превысила твердость сплава после стандартной обработки Т6 в 1,6–1,9 раза.

На основании анализа структуры, фазового состава, твердости и прочностных характеристик УМЗ образцов обсуждена природа формирования высокопрочного состояния в алюминиевом сплаве 7075.

СТРУКТУРНАЯ И ФАЗОВАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВОВ И ПОКРЫТИЙ С УПОРЯДОЧЕННОЙ β -ФАЗОЙ СИСТЕМ Cu–Zn–Fe–Mn–Si и (Ni, Co, Fe)Al

Пугачева Н. Б.

*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
nat@imach.uran.ru*

Упорядоченные структуры образуются в большом числе сплавов и покрытий, придавая этим материалам уникальные свойства. Особенности упорядочивающихся сплавов по сравнению с другими материалами, в основном, связаны не столько с их кристаллической структурой, сколько с возможностью существенных изменений этой структуры при относительно небольших изменениях внешних параметров: температуры, концентрации, деформации. Это раскрывает широкие возможности для направленного изменения свойств данных сплавов.

Рассмотрены особенности структурообразования в зависимости от химического состава и режимов термообработки сплавов Cu–Zn–Fe–Mn–Si с упорядоченной по типу B2 фазой на основе электронного соединения CuZn. Показано, что количество и морфология упорядоченной фазы определяется, главным образом, режимом термической обработки. Изменение химического состава влияет на количество и морфологию интерметаллидной фазы M_5Si_3 (где M – Fe, Mn и/или Ni). Регулирование количества и размера частиц упорядоченной и интерметаллидной фаз позволяет обеспечивать высокие значения твердости, механических характеристик, износостойкости легированных ($\alpha+\beta$)-латуней, а также их технологических свойств.

Показана возможность существенного повышения долговечности прецизионных сплавов системы Fe–Cr–Al за счет упорядочения ОЦК-решетки α -твердого раствора по типу DO₃ или B2 при термодиффузионном алитировании за счет повышения электросопротивления и значительного роста жаростойкости. Исследованы зависимости структуры и физико-механических свойств этих сплавов от режимов термодиффузионного алитирования и содержания в них алюминия.

По результатам комплексного исследования влияния состава алюмосилицидных покрытий (основная структурная составляющая которых – упорядоченная по типу B2 фаза NiAl) на их защитные свойства предложены практические рекомендации по наиболее эффективному содержанию алюминия и кремния в покрытии в зависимости от состава жаропрочного никелевого сплава. Разработаны принципы формирования гетерофазного покрытия с эффективным диффузионным барьером на границе сплав – покрытие, а также с повышенной фазовой стабильностью в условиях высоких температур, при воздействии термических и механических напряжений.

Предложен механизм влияния бора на структуру и свойства жаростойких покрытий на основе упорядоченной β -фазы, а также пути существенного повышения долговечности за счет комбинированного нанесения слоев разного состава и разными методами, что позволяет компенсировать недостатки каждого в отдельности и объединять их достоинства.

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И ИНСТРУМЕНТА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Багмутов В. П., Захаров И. Н., Ермолов В. С., Карпович И. И.

*Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия,
sopromat@vstu.ru*

Увеличение периода стойкости инструмента и технологической оснастки возможно путём применения высокопрочных дорогостоящих инструментальных материалов, оптимизации режимов обработки деталей, а также использования специальных видов обработок рабочих частей инструмента.

В данной работе проводились исследования особенностей формирования упрочненного поверхностного слоя быстрорежущей стали Р6М5 при электромеханической обработке (ЭМО). Получены результаты повышения износостойкости деталей после ЭМО на примере пробивного гаечного пуансона.

Электромеханическое упрочнение (ЭМУ) проводилось по следующим режимам: плотность тока в зоне обработки $j = 400, 500, 600, 700, 800 \text{ А/мм}^2$, напряжение $U = 4\text{--}5 \text{ В}$. Металлографический анализ проводился на основе изучения под микроскопом полированной, протравленной десятипроцентным раствором азотной кислоты в этиловом спирте поверхности образца. Микроструктура фотографировалась на микроскопе МЕТАМ-32 ЛМ при увеличении $\times 100, \times 200$.

На предварительно закаленной стали упрочненный поверхностный слой с необходимыми характеристиками получается уже на малых (400–500 А) токах, и нет особой необходимости применять более жесткие режимы, которые вынуждают вводить операцию последующего шлифования изделия. Более того, можно получить несколько вариантов регулярных дискретных структур с различным сочетанием упрочненных фрагментов и зон их взаимного влияния (разупрочнения), что дает возможность расширить ряд обрабатываемых инструментов.

В работе исследовался процесс повышения стойкости деталей технологической оснастки метизного производства методом электромеханической обработки на примере пуансона пробивного гаечного автомата M20-S2 CNF "National Machinery" для изготовления гайки M20-6H6 ГОСТ 5915-70. Материал пуансона – сталь Р6М5 ГОСТ 19265-73, твердостью 60...62 HRC; материал заготовки гайки – Сталь 20-1-66 ГОСТ 10702-78. Пуансон пробивной работает при сложных знакопеременных нагрузках с частотой 105 ударов в минуту. Промышленный пуансон имеет защитное гальванопокрытие рабочей части (хромирование) толщиной 0,0015...0,030 мм. Нормативная стойкость пуансона пробивного составляет 2564 удара (200 кг заготовки гайки).

Проделанные эксперименты позволили констатировать, что средняя микротвердость упрочненного материала, по сравнению с исходной, увеличилась для закаленной стали Р6М5 в 1,13–1,35 раза (с 8,9–10,7 ГПа до 10,1–14,5 ГПа). Глубина упрочненного слоя составляла 0,2 мм. Упрочненные методом ЭМО пробивные пуансоны без предварительного нанесения защитного гальванопокрытия на рабочую часть были установлены на производстве и показали среднюю стойкость 7255 удара (566 кг).

Таким образом, стойкость инструмента увеличилась более чем в 2,8 раза, при устранении одной технологической операции – хромирования рабочей части.

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ КОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ПОТОКОВ ЭНЕРГИИ

Багмутов В. П., Захаров И. Н.

*Волгоградский государственный технический университет,
Волгоград, Россия,
sopromat@vstu.ru*

Рассматриваются особенности системного подхода к описанию и управлению процессами поверхностного упрочнения стальных деталей концентрированными потоками энергии (КПЭ), причем как с методологической точки зрения, так и с позиций построения функциональной «архитектуры» комплекса взаимосвязанных математических моделей, адаптированных к реальным условиям и описывающих нестационарные процессы обработки материалов КПЭ в условиях существенно градиентного и высокотемпературного поля, динамически изменяющегося во времени. Данная система включает взаимосвязанные и функционально предназначенные модели температурного поля, структуры и напряженно-деформированного состояния твердого тела на всех этапах их формирования, определяемых эволюциями во времени и перемещениями в пространстве температурного поля.

Анализ температурного поля выполняется путем решения методом конечных разностей трехмерного уравнения теплопроводности с коэффициентами, зависящими от температуры, при нелинейных граничных условиях. При решении учитывается реальная форма исследуемого тела, временная и пространственная конфигурация теплового источника, перемещение зоны теплового воздействия источника энергии по поверхности материала.

Модель структурно-фазовых состояний стали базируется на численном анализе диаграммы состояния железо-углерод, диаграммы распада переохлажденного аустенита с учетом влияния скорости изменения теплового поля на сдвиг температур фазовых превращений.

Расчет температурных и фазовых напряжений производится по данным о динамике изменения температурных полей и структуры материала в ходе высокотемпературного воздействия. На этом этапе решается уравнение Пуассона, записанное для термоупругого потенциала перемещений, при заданных граничных условиях, которое дополняется слагаемым, учитывающим относительное изменение линейных размеров материала при изменении структурного состояния.

Упругопластическое поведение тела описываются известными процедурами теории пластичности, например, в рамках метода переменных параметров упругости с учетом зависимостей физико-механических характеристик компонент структуры неоднородного по строению тела от температуры.

Об опасности напряженного состояния в данной точке и, в определенной мере, о причинах разрушения можно судить по степени близости напряженного состояния к соответствующей предельной поверхности и его «жесткости» (по отношению к равноосному объемному растяжению) с использованием инвариантных безразмерных параметров и соотношением основных механических характеристик прочности и пластичности материала.

При создании моделей идентификации, верификации и обратных связей данного моделирующего комплекса используются современные приборно-аналитические комплексы, имеющие соответствующее программное обеспечение (оптический микроскоп

МЕТАМ-ЛВ 32, растровый электронный микроскоп РЭМ-200, прибор ПМТ-3М, пакет программ «ВидеоТест-Структура») для качественного и количественного сопоставительного анализа структурных и фазовых превращений в материале.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ИСТОЧНИКОВ

Гильманов М. Х., Сибиряков В. А., Беликов С. В., Юдин Ю. В.

ГОУ ВПО «УГТУ – УПИ», г. Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru

При разработке технологии изготовления ответственных изделий, таких как нефте- и газопроводы, машины и аппараты химической промышленности необходимо учитывать изменение комплекса эксплуатационных свойств в локальных областях металла, подвергнутых деформационному и тепловому воздействиям. Использование расчетных методов позволяет с высокой достоверностью предсказывать характер и особенности процессов, протекающих в металле, при тепловом, деформационном и других видах воздействия.

Целью данной работы являлось проведение расчета температурных и структурных полей, возникающих при аргонно-дуговой сварке труб из стали 12Х18Н10Т укрупненных узлов технологических трубопроводов газоперекачивающих агрегатов.

Расчет температурных полей по сечению труб производился на основе метода конечных разностей с учетом температурной зависимости теплопроводности и удельной теплоемкости в процессе воздействия высокоэнергетических источников. Шаг разбиения по геометрическим координатам составлял 250 мкм, по времени – 0,7 мс.

В исходном состоянии материал трубы имел аустенитную структуру, содержащую до 2...3% δ -феррита. После проведения сварки в зоне термического влияния сформировались области, имеющие только аустенитную структуру, а также области с измененной морфологией выделений δ -феррита.

Анализ полученных результатов расчета температурных полей с учетом характеристик температурно-концентрационных областей системы Fe–Cr–Ni–C позволил оценить размеры областей термического влияния после кратковременного высокотемпературного нагрева металла, в которых возможно растворение δ -феррита или изменение его морфологии.

Полученные расчетным методом геометрические размеры областей, имеющие однофазное аустенитное строение, удовлетворительно совпадают с данными микроструктурных исследований. Это свидетельствует об адекватности выбранной модели для предсказания эволюции структуры материалов исследованного типа в условиях высокотемпературного воздействия.

ИЗМЕНЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ И ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ПАЛЛАДИЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОДОРОДОФАЗОВОГО НАКЛЕПА

Жиров Г. И., Гольцова М. В.

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина,
goltsova@fem.dgtu.donetsk.ua
m_goltsova@mail.ru

До последнего времени оставалось неизвестным влияние водородофазового наклепа на размеры зерен и на тонкую структуру палладия, подвергнутого одному полному обратному $\beta \rightarrow \alpha$ гидриднему фазовому превращению, инициированному в исходно ненаклепанном β -гидриде.

В работе использовали образцы из чистого палладия (99,98%) в виде проволоки диаметром 0,5 мм, длиной 23 мм, предварительно отожженные в вакууме при температуре 1000 °С в течение 1 часа для получения крупного зерна (150 мкм). Далее на образцах готовили продольные металлографические шлифы и травлением с механической полировкой выявляли микроструктуру металла, которую фотографировали.

Далее эти микрошлифы монтировали в рабочую камеру водородо-вакуумной установки ВВУ-2 и насыщали водородом так, чтобы после насыщения испытываемый образец представлял собой не наклепанную β -фазу по всему своему объему (ненаклепанный β -гидрид палладия).

Далее в изотермических условиях инициировали обратное $\beta \rightarrow \alpha$ гидридное превращение путем непрерывной откачки водорода из рабочей камеры. После завершения превращения и дегазации образцов их охлаждали, извлекали из рабочей камеры, снова готовили шлиф, травили и фотографировали микроструктуру. Таким образом, было изучено изменение микроструктуры образцов после обратного $\beta \rightarrow \alpha$ гидридного превращения при 100, 170 и 200 °С.

Было установлено, что если средний диаметр зерна до водородной обработки при 100 °С составлял $6,2 \times 10^{-5}$ м, то после обработки – $4,5 \times 10^{-5}$ м. Для температуры обработки 170 °С эти цифры составили $8,9 \times 10^{-5}$ м (до) и $8,4 \times 10^{-5}$ м (после); а для 200 °С – 1×10^{-4} м и $0,8 \times 10^{-4}$ м, соответственно. Таким образом, из проведенных экспериментов следует однозначный вывод: обратное $\beta \rightarrow \alpha$ гидридное превращение в системе Pd-H не вызывает изменения размера зерна палладия.

Водородную обработку образцов для рентгеноструктурных исследований осуществляли в установке ВВУ-2 по методике, аналогичной методике при исследовании размеров зерен водородофазонаклепанного палладия. Материалом для рентгеноструктурных исследований служили образцы проволочного палладия той же партии диаметра и чистоты, что и для микроструктурных исследований (длиной 28 мм), которые стачивались на 0,2–0,25 мм так, чтобы каждый образец имел плоский продольный шлиф. Подготовленные таким образом образцы отжигали в вакууме при 750 °С в течение 0,5 часа. По окончании водородной обработки по выше описанному режиму получали образцы чистого палладия, которые претерпели водородофазовый наклеп в результате проведения одного полного обратного гидридного $\beta \rightarrow \alpha$ фазового превращения. После водородной обработки образцы подвергали рентгеноструктурному анализу на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 с компьютерным сбором и обработкой информации в излучении $\text{CuK}\alpha$. В качестве эталонов были взяты образцы палладия с крупными блоками и без микроискажений, полученные по методике получения ненаклепанного β -гидрида палладия, описанной выше. Методика рентгеноструктурных исследований будет подробно описана в докладе.

Исследования показали, что водородофазовый наклеп, осуществленный в результате одного полного обратного $\beta \rightarrow \alpha$ гидридного фазового превращения, инициированного в исходно ненаклепанном β -гидриде палладия, вызывает сильные изменения тонкой структуры палладия.

Таким образом, одно полное обратное $\beta \rightarrow \alpha$ гидридное фазовое превращение, инициированное в исходно ненаклепанном β -гидриде палладия, вызывает сильные изменения тонкой структуры, которые осуществляются при постоянстве среднего размера зерна палладия.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ НЕФТЕГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ ИЗ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Жукова С. Ю., Веселов И. Н*, Сарычева Н. А.*, Лаев К. А.**,
Фарбер В. М.**

ОАО «СинТЗ», г. Каменск-Уральский, Россия

** ОАО «РосНИТИ», г. Екатеринбург, Россия*

*** УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия,*

Lakmuskosh@rambler.ru

В работе исследовалась вновь разработанная малоуглеродистая, низколегированная сталь, удовлетворяющая требованиям группам прочности X42 – 52 по API SPEC 5L, дополнительно легированная Nb и Cu. В структуре после нормализации кроме феррита, имеются продукты низкотемпературного распада и перлит. Проведенные электронно-микроскопические исследования позволяют судить, что контролируемая прокатка, применяемая при производстве труб, приводит к образованию глубоко развитой полигональной субструктуры внутри ферритных зерен. Субзерна содержат повышенную плотность дислокаций, закрепленных дисперсными частицами NbC.

В результате закалки из аустенитной области с длительным отпуском в стали формируется структура со сравнительно крупными ферритными зёрнами ($d_F = 40\text{--}50$ мкм) по границам и в тройных стыках которых имеются мелкие ($d_F = 10\text{--}20$ мкм).

Данная сталь удовлетворяет требованиям к материалам для «кислых» сред. На поверхности испытанных образцов отсутствуют блистеринги. Все образцы выдержали испытания на сульфидное коррозионное растрескивание под напряжением по стандарту NACE TM 0177-69 при нагрузке 80% от минимального гарантированного предела текучести материала $\sigma_{0,2}^{\min} = 290$ МПа согласно группе прочности X42 по API SPEC 5L. Общая коррозия в сероводородсодержащей среде мала.

Таким образом, при изготовлении труб группы прочности X42 для «кислых» сред из указанной марки стали в качестве завершающей операции можно рекомендовать нормализацию при температуре 940 – 960 °С. Нормализация позволяет не только получить требуемый уровень механических свойств, но и обеспечивает высокую коррозионную стойкость труб. Для более высоких групп прочности целесообразно применение закалки и отпуска.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КРУПНОГАБАРИТНЫХ СЛИТКОВ И ПЛИТ ИЗ СПЛАВА 7075

Замятин В. М., Дорошенко Н. М., Грачев С. В.,
Московских О. П., Мушников В. С., Смирнов В. Л.

*Уральский государственный технический университет, Екатеринбург,
ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод», Каменск-Уральский
Россия*

В работе изучено влияние содержания примесных элементов (железа и кремния), модифицирования расплава лигатурными прутками $\text{Al-5\%Ti-1\%V}$ и $\text{Al-3\%Ti-0,15\%C}$, а также условий кристаллизации на структуру и механические свойства (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ и Ψ) слитков поперечным сечением 300×1100 мм и 390×1360 мм из сплава 7075 системы Al-Zn-Mg-Cu-Cr , отливаемых методом непрерывного литья в кристаллизаторы скольжения.

Установлено, что уменьшение в сплаве содержания железа с $0,25 \div 0,35\%$ до $0,10 \div 0,15\%$ сопровождается снижением объемной доли интерметаллидной фазы $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ или $\text{Al}_6(\text{CuFe})$, а понижение содержания кремния с $0,10 \div 0,15\%$ до $0,03 \div 0,05\%$ приводит к уменьшению объемной доли фазы Mg_2Si в структуре слитков. Следствием действия этих факторов является повышение пластичности слитков при температурах горячей прокатки.

Непрерывное модифицирование расплава лигатурами $\text{Al-5\%Ti-1\%V}$ и $\text{Al-3\%Ti-0,15\%C}$ в процессе литья значительно измельчает литое зерно слитков. Так, совместное введение $0,005\%$ Ti и $0,001\%$ V в расплав приводит к повышению количества зерен в 1 см^2 площади шлифа от 100 ± 20 (серийный слиток) до 1400 ± 20 , а применение лигатуры $\text{Al-3\%Ti-0,15\%C}$ – до 2200 ± 20 .

Дифференциально-термический анализ (ДТА) образцов от серийного и модифицированных слитков позволил выявить ряд особенностей на термограммах, что дало возможность объяснить более сильную зерноизмельчающую способность лигатуры $\text{Al-3\%Ti-0,15\%C}$ по сравнению с лигатурой $\text{Al-5\%Ti-1\%V}$.

Установлено влияние конструкции кристаллизатора, параметров и приемов литья на структуру и свойства слитков при комнатной и повышенных температурах испытания. Показано, что основными параметрами, оказывающими наиболее существенное влияние на структуру и свойства слитков, являются скорость литья, расход и равномерность подачи охлаждающей воды, уровень расплава в кристаллизаторе. Совокупность вышеизложенных результатов позволила уменьшить горячеломкость сплава и отливать из него крупногабаритные слитки, предназначенные для изготовления горячей прокаткой толстых плит.

На основании результатов ДТА образцов от слитков и плит уточнены интервалы температур гомогенизации слитков и нагрева плит под закалку.

Изучено влияние режимов одноступенчатого и трехступенчатого старения на механические свойства плит в промышленных условиях. Применение режима трехступенчатого старения плит взамен одноступенчатого не дает значимого прироста их прочностных свойств, но уменьшает долю плит со свойствами ниже значений, требуемых техническими условиями. Показано, что значения механических свойств плит после термообработки зависят как от суммарного содержания цинка и магния, так и от отношения концентраций этих элементов в сплаве.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В96Ц-ЗПЧ

Замятин В. М., Попов В. И., Московских О. П.,
Мушников В. С., Кайгородова Л. И.

*Уральский государственный технический университет, Екатеринбург,
ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод»,
Каменск-Уральский, Россия*

Проведено электронно-микроскопическое и микрорентгеноспектральное исследование образцов от листов толщиной 1,2÷4,0 мм из алюминиевого сплава В96ц-Зпч системы Al–Zn–Mg–Cu–Zr, состаренных по одноступенчатому, двухступенчатому и трехступенчатому режимам в лабораторных и промышленных условиях.

В микроструктуре изученных образцов обнаружена значительная объемная доля интерметаллидных частиц $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и Mg_2Si кристаллизационного происхождения. Указанные частицы располагаются в строчки, ориентированные вдоль направления прокатки.

Электронно-микроскопическое исследование образцов в виде тонких фольг показало наличие в образцах неравномерно распределенных по микрообъемам сплава дисперсных (диаметром 15–20 нм) частиц β' -фазы (Al_3Zr). Изменение режима старения не влияет на морфологию частиц этой фазы, но оказывает существенное влияние на размер и объемную плотность выделений основных упрочняющих фаз η' и η .

При одноступенчатом старении (120 °С, 24 ч) в образцах равномерно по зерну выделяются частицы упрочняющих фаз η' и η (MgZn_2). Средний диаметр частиц этих фаз не превышает 15 нм. При этом объемная плотность частиц стабильной η -фазы незначительна. Двухступенчатый режим старения (120 °С, 3 ч + 160 °С, 3 ч) способствует увеличению объемной плотности и размеров выделений стабильной η -фазы при частичном укрупнении частиц метастабильной η' -фазы. Диаметр частиц η -фазы стал превышать 25–30 нм. Применение трехступенчатого режима старения (низкотемпературная третья ступень) приводит к возрастанию суммарной объемной плотности частиц упрочняющих фаз η' и η вследствие дополнительного распада твердого раствора и выделения тонкодисперсных частиц метастабильной η' -фазы. Переход от одноступенчатого режима старения к двухступенчатому и далее к трехступенчатому сопровождается повышением временного сопротивления (σ_B) и условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) листов.

Следствием неоднородного распределения частиц β' -фазы по микрообъемам сплава является формирование в листах неоднородной смешанной структуры. В тех микрообъемах, где объемная плотность частиц Al_3Zr мала, формируются крупные рекристаллизованные зерна, а в тех микрообъемах, где объемная плотность частиц Al_3Zr достаточно велика, наблюдается субзеренная структура. Наличие такой неоднородной смешанной структуры представляет одну из причин снижения прочностных свойств готовых листов. К числу других факторов, вызывающих понижение прочностных свойств готовых листов, отнесены: наличие плакировки на поверхности листов, пониженное содержание меди и повышенное содержание железа в сплаве, наличие неметаллических включений в металле, не оптимальное модифицирование расплава в процессе литья.

ОЦЕНКА ЗАВИСИМОСТИ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ОТ ВЕЛИЧИНЫ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ

Комоликов К. Ю., Беликов С. В., Попов А. А., Чесноков М. А.,
Ашихмина И. Н.*

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия;

** ОАО «СТЗ», Екатеринбург, Россия*

С улучшением качества сталей и усложнением их легирования все чаще сказываются ограничения применяемых фрактографических методов оценки их поведения при разрушении. Подтверждением этого служит периодическое появление публикаций, ставящих под сомнение полезность применения этих методов для оценки достаточно широкого класса материалов. С развитием электронной микроскопии появилась возможность более подробного изучения особенностей поверхностей разрушения, что, в свою очередь, позволило разрешить некоторые наблюдаемые противоречия, и, кроме того, доказать однозначную связь между микроструктурой материала и сопротивлением микроразрушению.

Для проведения работы по оценке характера разрушения были взяты образцы типа Шарпи размером 245×12 мм промышленных партий труб из стали марки 22Х1МФА, термообработанных на группу прочности «Р» по режиму двукратной закалки с отпуском после испытаний на ударную вязкость при температуре – 60 °С. Методами растровой электронной микроскопии было изучено тонкое строение полученных поверхностей разрушения. В областях, однозначно интерпретируемых как вязкая составляющая, наблюдается типичная картина разрушения с повышенной энергоемкостью, проходящего по механизму образования и роста микропустот. Анализируя характер излома, можно заключить, что слияние микропустот при разрушении происходит преимущественно путем нормального разрыва, так как ямки, наблюдающиеся в изломе, имеют форму, близкую к равноосной. Пониженная температура испытаний приводит к формированию на общем фоне ямочного излома участков с низкой энергоемкостью разрушения, т.е. наблюдается смешанный характер излома. При больших увеличениях видно, что в областях, принимаемых за хрупкую составляющую, наряду с фасетками квазискола присутствуют также гребни отрыва и уплощенные ямки, образованные путем слияния микропор, и являющиеся типичными для вязкого разрушения. Таким образом, при определении доли вязкой составляющей в изломе по стандартным методикам области со смешанным характером строения могут быть ошибочно приняты за зоны хрупкого разрушения. Применение РЭМ для контрольной оценки качества металла труб промышленных партий в настоящее время не возможно.

Также были проведены исследования причин самопроизвольного разрушения крупных поковок в условиях отсутствия нагружения. Они показали, что основной причиной разрушения являются внутренние напряжения, появившиеся в результате термической обработки, причем при проведении динамических испытаний на ударную вязкость были получены результаты, удовлетворяющие требованиям, применяющимся к такого рода изделиям. Т.е. в данном случае, в отличие от рассмотренного ранее, наблюдается противоположная картина – результаты удовлетворительные, однако разрушение происходит.

Полученные результаты обусловили необходимость проведения ряда исследований по изучению зависимости факторов, влияющих на процесс разрушения материала от характера излома на микроскопическом уровне. В настоящее время получены зависимости доли вязкой составляющей в изломе от величины ударной вязкости.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti–6–4ELI, ПОДВЕРГНУТОГО РКУ ПРЕССОВАНИЮ, ПРИ НАГРЕВЕ

Щетников Н. В., Гончарик А. Г., Илларионов А. Г., Демаков С. Л.

УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru.

На данный момент традиционные методы деформации исчерпали себя, и поэтому в последнее время все больший интерес связан с применением равноканально-углового прессования (РКУП), как одного из методов интенсивной пластической деформации, приводящего к коренным изменениям в микроструктуре деформируемых объемных заготовок из различных металлов и сплавов.

Целью данной работы было исследование процессов, происходящих в сплаве Ti–6–4ELI, предварительно подвергнутого РКУ прессованию, во время последующего нагрева.

В качестве материала для исследования использовали РКУ-прессованные при 600 °С прутки из сплава Ti–6–4ELI диаметром 19 мм. Термообработка образцов заключалась в следующем: нагрев до температуры 600–1000 °С с шагом в 25 °С (выдержка 1 час.), закалка (охлаждение) в воду. В работе использованы следующие методы исследования: оптическая металлография, рентгеноструктурный фазовый анализ, микродюрметрические измерения.

В ходе исследования установлены закономерности изменения структуры, фазового состава и микротвердости прутков из сплава Ti–6–4ELI, полученных после различных температур закалки; построены обратные полюсные фигуры.

Анализ структуры образца в исходном деформированном состоянии показал, что после РКУП частицы первичной α -фазы имеют неправильную, вытянутую вдоль направления деформации, форму со средним размером 6,7 мкм в продольном сечении и 2,4 мкм в поперечном.

Определено, что сплав после РКУП при 600 °С имеет наклепанную $\alpha + \beta$ структуру, состоящую из неправильной формы первичных α -частиц и β -матрицы с вторичными выделениями α -фазы. Яркой выраженной текстуры α -фазы не выявлено.

Показано, что первичная рекристаллизация α -фазы при нагреве с выдержкой 1 час начинается при 675 °С и заканчивается при 825 °С с образованием мелкозернистой структуры. Нагрев до более высоких температур способствует интенсификации рекристаллизации.

Обнаружено, что при закалке в температурном интервале 750–850 °С в структуре сплава возможна фиксация мартенситной фазы с ромбическими искажениями, а при более высоких температурах фиксируется α' -мартенсит с ГПУ решеткой. Метастабильная β -фаза сохраняется при нагреве под закалку до 825 °С.

Установлено, что характер изменения текстуры и микротвердости коррелирует со структурными и фазовыми превращениями в сплаве, и при низких температурах, в основном, определяется стабилизацией деформированной структуры (600–650 °С), при более высоких – протеканием рекристаллизационных процессов в α -фазе (675–800 °С), а в интервале 825–1000 °С – увеличением объемной доли мартенсита в структуре.

По результатам проведенной работы построена диаграмма изменения фазового состава и предложена схема формирования структуры данного сплава в зависимости от температуры нагрева.

Авторы благодарны Г.И. Раабу и И.П. Семенову за предоставленный материал для исследования.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ Ag^+ СРЕДНИХ ЭНЕРГИЙ

Овчинников В. В., Гущина Н. В., Махинько Ф. Ф., Школьников А. Р.*,
Можаровский С. М.*, Козловских В. А.*, Кайгородова Л. И. **

Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

**Каменск-Уральский металлургический завод, Россия*

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

guschina@iep.uran.ru

Роль алюминиевых сплавов в качестве конструкционных материалов современной техники постоянно возрастает. Это стимулирует разработку принципиально новых алюминиевых сплавов и технологий их обработки.

Значительный научный и практический интерес представляет изучение воздействия ионно-лучевой обработки на структуру, фазовый состав и свойства промышленных алюминиевых сплавов.

В данной работе были изучены особенности влияния ускоренных ионов Ag^+ средних энергий на структурно-фазовое состояние алюминиевых сплавов различных систем: АМг6 (Al–Mg), ВД1 (Al–Cu–Mg–Mn) и 1441 (Al–Li–Cu–Mg).

Образцы (размером $1,5 \times 1,5 \text{ см}^2$) для исследования были вырезаны из нагартованных плакированных листов сплавов толщиной 3 мм. Имплантация ионов Ag^+ ($E = 20\text{--}40 \text{ кэВ}$, $D = 2,5 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$) осуществлялась при плотностях ионного тока $100\text{--}400 \text{ мкА/см}^2$. Температура образцов в процессе облучения не превышала 170°C .

Методом электронной микроскопии установлено, что облучение нагартованных сплавов ионами Ag^+ приводит к заметной трансформации исходной ячеистой дислокационной структуры, проявляющейся в сужении границ ячеек и увеличении диаметра их центральных областей, свободных от дислокаций. При увеличении плотности ионного тока и дозы облучения происходит переход от ячеистой структуры к субзеренной. Эффективность этого процесса различна для каждого из сплавов.

Кроме того, установлено, что при облучении сплава АМг6 ионами Ag^+ происходит измельчение и растворение грубых интерметаллидов $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ кристаллизационного происхождения, которые наблюдаются в нем, как после деформации, так и после отжига при $T = 320^\circ\text{C}$ в течение 2 ч.

В сплаве 1441 при повышенных плотностях ионного тока (200 и 300 мкА/см^2) и дозе $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ наблюдается растворение частиц $\beta'(\text{Al}_3\text{Zr})$, присутствующих в деформированном сплаве, и параллельное образование дисперсных частиц новой фазы LiMgAl_2 пластинчатой формы.

Электронно-микроскопическое исследование поперечного сечения образцов показало, что описанные выше изменения дислокационной структуры и фазового состава сплавов наблюдаются не только в поверхностном слое, подвергнутом непосредственному деструктивному воздействию ионов, но и на глубине, в десятки тысяч раз превышающей их проективные пробеги.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при выборе тех или иных параметров облучения можно различным способом изменять структуру и фазовый состав сплавов, что открывает новые возможности воздействия на служебные характеристики алюминиевых сплавов.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ В СРЕДЕ ANSYS6.0 ПРОЦЕССА ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ахунова А. Х., Бердин В. К.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

Akhunova@imsp.da.ru

Для моделирования пластического течения материала необходима правильная постановка и решение краевой задачи, которая включает в себя дифференциальные уравнения механики сплошной среды, определяющие соотношения (ОС) и краевые условия. Одним из наиболее важных моментов при постановке краевой задачи является описание поведения материала, т.е. задание закона связи между напряжением и деформацией. Широко применяемые в настоящее время пакеты прикладных программ, такие как ANSYS, DYNA, ABAQUS, DEFORM и др., уже содержат ряд ОС, описывающих упруговязкопластическое поведение различных материалов, которые могут быть использованы при моделировании различных технологических процессов. Как правило, рекомендации по выбору ОС, необходимых для решения конкретных технологических задач, отсутствуют. Поэтому перед пользователем стоит проблема выбора того соотношения, которое адекватно описывает поведение материала в исследуемом процессе, а также метода оценки его пригодности.

В этой связи, в настоящей работе представлен сравнительный анализ применимости определяющих соотношений Л. Ананда (L. Anand) и П. Пэжина (P. Perzyna), входящих в стандартную библиотеку программного продукта ANSYS6.0, для описания реологического поведения упруговязкопластических материалов на примере численного моделирования процесса одноосного растяжения цилиндрических образцов из алюминиевого сплава Д16.

Экспериментальные исследования проводили на цилиндрических образцах с длиной рабочей части 10,0 мм и диаметром 3,0 мм при температуре 525 °С и скоростях деформации в интервале $\dot{\epsilon} = 8,3 \times 10^{-4} \div 2,5 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Численное моделирование процесса одноосного растяжения цилиндрического образца проводилось в среде конечно-элементного пакета ANSYS6.0 в двумерной постановке. Решалась осесимметричная задача со следующими допущениями: деформация образца — одноосное растяжение; деформационное упрочнение материала — изотропное.

Полученные в работе результаты позволяют сделать следующие выводы:

1. Определяющие соотношения Лалита Ананда и Петра Пэжина могут быть использованы при моделировании механического поведения упруговязкопластических материалов.

3. В интервале низких скоростей деформации можно использовать оба анализируемых определяющих соотношения. Однако в том случае, когда нет необходимости учитывать влияние на процесс деформации температуры и степени деформации, удобнее использовать модель Пэжина, т. к. она содержит всего три параметра, методика определения которых известна, в отличие от определяющего соотношения Ананда, которое имеет 11 параметров.

4. По виду расчетных кривых можно заключить, что использование определяющего соотношения Л. Ананда позволяет получить кривые «степень деформации — напряжение» с упрочнением, в то время как использование модели П. Пэжина позволяет получить зависимости, имеющие установившуюся стадию течения.

ОПЕРАТИВНЫЙ КОНТРОЛЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ МЕТОДАМИ МАГНИТНОГО АНАЛИЗА

Горкунов Э. С., Гладковский С. В., Задворкин С. М.,
Митропольская С. Ю., Вичужанин Д. И., Смирнов С. В.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

gsv@mtf.ustu.ru

Неразрушающие методы магнитного анализа широко используются для диагностики текущего структурного состояния и механических свойств широкой группы сталей и сплавов, в том числе, и непосредственно в изделиях и конструкциях, находящихся в эксплуатации. Особый интерес в этом отношении представляют конструкционные стали со структурой метастабильного аустенита, который под действием упругих и пластических деформаций может превращаться в мартенсит напряжения или мартенсит деформации. Дополнительное образование ферромагнитной α -фазы в метастабильных сталях, вызывающее резкое изменение их физико-механические свойств, может происходить и в макроупругой области под действием статических и циклических нагрузок.

Целью настоящей работы являлось изучение взаимосвязи между измеренными на комплексе Ремаграф-500 магнитными характеристиками и стандартными механическими свойствами метастабильных двухфазных ($\gamma + \epsilon$) и аустенитных сталей системы Fe–Mn–Cr, а также мартенситно-старееющей стали ЭП678, содержащей в структуре до 40% метастабильного ревертированного аустенита. Замеры магнитных свойств проводились в исходном состоянии и в процессе статического и циклического деформирования по различным схемам.

Установлено, что взаимосвязь между магнитными параметрами и изменением фазового состава метастабильных Fe–Mn–Cr сталей при пластической деформации существенно меняется при изменении схемы напряженного состояния (растяжение и кручение). Обнаружено, что в наиболее стабильной стали 30Г21Х13 при больших степенях деформации ($e > 0,55$) структурные изменения приводят к переходу из диамагнитного в парамагнитное состояние.

Результаты исследования стали ЭП678, дали возможность выявить корреляционные зависимости между ее механическими и магнитными свойствами, позволяющие в интервале температур старения $T = 500\text{--}640^\circ\text{C}$ надежно прогнозировать значения σ_B и HRC по результатам измерения величины коэрцитивной силы.

Сопоставление магнитных характеристик и результатов механических испытаний, а также анализ полученных корреляционных зависимостей указывают на возможность проведения оперативного контроля фазового состава, степени накопленной поврежденности и механических свойств изученных конструкционных сталей со структурой метастабильного аустенита с использованием как стационарных, так и переносных приборов магнитного контроля.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 03-01-00794).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА АМг6

Смирнов С. В., Пугачёва Н. Б., Фролова Н. Ю.*,
Экземплярова Е. О., Антенорова Н. П.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

**Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

micro@imach.uran.ru

Алюминиево-магниевые сплавы относятся к группе термически неупрочняемых деформируемых сплавов. В настоящее время в промышленности нашла применение большая группа сплавов этой системы: АМг1, АМг2, АМг3, АМг4, АМг5, АМг6 и ряд других. Из них изготавливают все виды полуфабрикатов: листы, плиты, прессованные изделия (прутки, профили, панели, трубы, поковки и штамповки, проволоку заклёпочную и сварочную).

Сплав АМг6 относится к наиболее прочным сплавам системы алюминий–магний. Он характеризуется высокой технологической пластичностью (хотя и быстро нагартовывается в процессе холодной пластической деформации), а также относительно высокими значениями σ_b и $\sigma_{0,2}$, по сравнению с другими алюминиевыми сплавами в отожжённом состоянии.

Исследовано влияние температурных выдержек в области 1 стадии возврата на структурные изменения, а также твердость, электросопротивление и механические свойства. Образцы выдерживали при температурах 100, 130, 150, 220 °С с дискретными выдержками 10, 25, 50 и 100 ч.

Для исследования микроструктуры сплавов после термообработки выбраны методы оптической металлографии, дюротрии, электронно-микроскопического анализа. Металлографические исследования проводили на микроскопе Neophot 21 при увеличениях от 200 до 1000 крат. Исследования фольг на просвет проводили на электронном микроскопе JEM-200CX при увеличениях от 15 до 50 тыс. в режимах светлого и темного полей и дифракции.

Исходная структура сплава, характерная для холоднодеформированного металла, представляет собой деформированные зерна α -твердого раствора, частицы интерметаллидов, избыточные (нитевидные) выделения β -фазы (Al_3Mg_2) и в виде внутризёренных включений, а также выделения других интерметаллидов – Al_6Mn , Mg_2Si , $AlFeSiMn$. При электронно-микроскопических исследованиях обнаружена развитая субзеренная структура с большой плотностью дислокаций. При максимальной температуре выдержки 220 °С отмечается начальная стадия полигонизации, которая проявилась в незначительном уменьшении плотности дислокаций и их выстраивании в «лестничную» структуру. Кроме того, немного возросло количество интерметаллидов Al_6Mn .

При увеличении длительности выдержки значения электросопротивления, твердости и механических свойств уменьшаются, что связано с движением точечных дефектов и взаимодействиями с дислокациями

МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Смирнов С. В. , Пугачёва Н. Б. , Экземплярова Е. О., Антенорова Н. П.

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

Модуль нормальной упругости является важной характеристикой, поскольку определяет жесткость материала в конструкции. Он может быть использован в качестве характеристики упорядочивающихся сплавов, поскольку определяется, главным образом, природой атомов и их взаимодействием. Эта механическая характеристика структурно не чувствительна, т.е. термическая обработка или другие способы изменения структуры металла практически не изменяют ее значение.

В работе проведены эксперименты по определению модуля нормальной упругости структурно-неоднородных материалов с помощью специально разработанной установки кинетического микроиндентирования (УКММ). Метод микроиндентирования позволяет проводить измерения в весьма малых объемах, что делает его особенно привлекательным для определения отдельных фаз, тонких пленок, слоев деталей, подвергшихся поверхностному воздействию. Применение совместно с микроиндентированием методов математического моделирования позволяет описать процессы деформации в упруго-пластическом материале при внедрении инденторов различного размера и формы.

Исследованы: сплав Fe–Cr–Al, сложнолегированная латунь марки ЛМцАЖКС и биметаллический диск. Образцы из сплава Fe–Cr–Al представляли собой тонкие ленты (толщина порядка 50 мкм) с разным содержанием алюминия. Увеличение содержания алюминия в сплавах Fe–Cr–Al осуществляли путем химико-термической обработки (ХТО) тонкой ленты из сплава X15Ю5 – термодиффузионным алитированием в герметичной камере с контролируемой атмосферой.

Латунь содержит три отличающихся по химическому составу и свойствам структурные составляющие: пластичную основу – α -твердый раствор легирующих элементов в меди с ГЦК кристаллической решеткой; упрочняющую β -фазу на основе электронного соединения CuZn; силициды (Fe, Mn)₅Si₃.

Биметаллический диск изготовлен методом совместной горячей прокатки листов алюминиевого сплава АМг6 и нержавеющей стали 12Х18Н10Т с плакированным слоем из алюминиевого сплава АД1. Структура сплава АМг6 представляет собой α -твердый раствор, равномерно распределенную β -фазу Al₃Mg₂ и дисперсные частицы – вероятно, силициды Mg₂Si и алюминиды Al₆Mn.

Порядок определения значений модуля упругости сплавов сводился к следующим этапам: 1 – компьютерное моделирование с помощью ПК «ANSYS» с известными справочными значениями упругих постоянных материала образца и индентора с целью определения жесткости прибора; 2 – обработка экспериментальной кривой разгрузки с учетом жесткости.

Полученные значения модуля нормальной упругости для стандартных материалов (12Х18Н10Т, X15Ю5, АД1, АМг6) соответствуют справочным данным, что позволяет утверждать, что предложенный метод позволяет получать вполне достоверные результаты.

ОСОБЕННОСТИ ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

Гладковский С. В., Вичужанин Д. М., Митропольская С. Ю.,
Ишина Е. А.,* Богданова Т. П.*

Институт машиноведения УрО РАН, г.Екатеринбург

** Уральский государственный технический университет-УПИ, г.Екатеринбург*

gsv@mtf.ustu.ru

В зависимости от механического поведения при циклических испытаниях все конструкционные стали и сплавы делятся на три группы: циклически упрочняющиеся, разупрочняющиеся и нейтральные. Высокопрочные мартенситно-стареющие стали (МСС) после старения на максимальную прочность в интервале температур 480–520 °С при статических испытаниях характеризуются низкой способностью к деформационному упрочнению и ранней локализацией пластической деформации, а по своему поведению при циклическом нагружении относятся к циклически разупрочняющимся. Указанные особенности МСС оказывают существенное влияние на формирование их усталостной прочности и, в частности, определяют сравнительно невысокое соотношение значений σ_{-1} и σ_B .

В работе на примере МСС 03X11H10M2T изучено влияние на кривые циклического деформирования и фазовый состав деформированных образцов введения в структуру ревертированного аустенита, характеризующегося деформационной метастабильностью. Содержание γ -фазы в зависимости от температуры старения в температурном интервале выше точки обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ ($T = 580\text{--}660$ °С) меняется по кривой с максимумом ($\gamma = 35\text{--}40\%$), соответствующим $T = 600\text{--}620$ °С (выдержка 3 ч.).

Циклическое деформирование в малоцикловой области с постоянной амплитудой нагрузки проводилось на испытательной машине Инстрон-8001. Форма пилообразного цикла менялась по схеме: знакопеременное «растяжение–сжатие», отнулевое «растяжение–растяжение» и отнулевое «сжатие–сжатие».

С использованием магнитных методов исследования установлено, что циклическое нагружение с амплитудой, соответствующей значениям $\sigma = 0,80\text{--}0,95 \sigma_{0,2}$, за счет развития деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения приводит к снижению содержания аустенитной фазы в 2–3 раза. При одинаковых амплитудах нагрузки и режимах старения наиболее активно образование мартенсита деформации происходит при знакопеременном нагружении по схеме «растяжение–сжатие», а максимальная дестабилизация аустенита достигается при температуре старения $T = 660$ °С.

Показано, что повышение температуры старения с 580 до 620 °С приводит к изменению типа циклического деформационного поведения: уже при первых циклах нагружения происходит сужение петли механического гистерезиса, что свидетельствует о развитии эффекта циклического упрочнения, вызванного деформационным мартенситным превращением. Форма петли после достижения числа циклов $N = 100$ стабилизируется и при достижении $N = 1000$ и выше меняется незначительно.

ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА СПЛАВА Al–6%Zn–3%Mg, ФОРМИРУЮЩАЯСЯ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ И УДАРНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Ковалевская Т. А., Григорьева Н. А., Никонова И. В.

Томский Государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия,
olya_dan@mail.ru

Дисперсионноотвердеющие сплавы на основе алюминия, являющиеся материалами с высокой удельной прочностью, широко применяются в промышленности. Для пластического поведения таких сплавов характерно сочетание субструктурного упрочнения и упрочнения, обусловленного присутствием выделений различной природы (когерентных и некогерентных). Характеристики упрочняющих выделений определяются режимом термической обработки. Как правило, это закалка и последующее старение.

Методами электронной микроскопии была исследована дислокационная субструктура сплава Al–6%Zn–3%Mg, подвергнутого сжатию и растяжению со скоростью 10^{-4} с^{-1} , а также высокоскоростному удару. Перед механическими испытаниями образцы сплава прошли термообработку: закалку и последующее старение (одноступенчатое и двухступенчатое).

Установлено, что при растяжении с низкой скоростью, и в закаленном, и в состаренном сплаве доминирующей является сетчатая субструктура, неоднородность которой усиливается по мере увеличения степени деформации (ϵ). В случае сжатия состаренного сплава, наиболее типична сетчатая субструктура, при увеличении ϵ – субструктура с многомерными разориентировками (плавными и дискретными). В интервале деформаций от 0,03 до 0,25 наблюдаются блочные субструктуры разных типов; при $\epsilon \approx 0,17$ объемная доля таких субструктур максимальна и близка к 0,4. В закаленном сплаве, деформированном сжатием, объемная доля разориентированных субструктур невелика, так что даже при $\epsilon > 0,3$ основной объем материала принадлежит сетчатой субструктуре. Блочные субструктуры, как оказалось, вообще не характерны для деформированного закаленного сплава; такие субструктуры не наблюдаются ни при сжатии, ни при растяжении.

При ударном нагружении в результате внедрения деформирующего тела в массивный образец исследуемого сплава образуется канал. Проводились исследования субструктуры различных областей сплава в состаренном состоянии: у основания канала, в его средней части, вблизи поверхности образцов. Оказалось, что в сплаве, подвергнутом удару, в основном, формируются те же типы субструктур, что и в сплаве, деформированном сжатием, за исключением субструктуры, подобной нанокристаллической.

Было проведено сопоставление количественных характеристик субструктур различных типов, наблюдаемых в сплаве после удара и статических испытаний. Особое внимание было уделено фрагментированным (блочным) субструктурам, начало формирования которых в условиях сжатия с низкой скоростью совпадает с резким усилением локализации деформации. Следует отметить, что в сплаве, подвергнутом растяжению и находящемся как в состаренном, так и в закаленном состоянии, такие структуры вообще не наблюдались.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОНЫ СДВИГА В ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВАХ НА СТАДИЯХ ЛОКАЛИЗОВАННОГО И ЭЛЕМЕНТАРНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ

Ковалевская Т. А., Данейко О. И., Колупаева С. Н.

Томский Государственный архитектурно-строительный университет

Томск, Россия,

olya_dan@mail.ru

Одной из основных тенденций в современном материаловедении является широкое использование высокопрочных гетерофазных материалов, постоянный прогресс в конструировании которых требует опережающего исследования фундаментальных физических процессов, происходящих в материалах при пластической деформации. В данной работе исследование проводилось методами математического моделирования и вычислительного эксперимента на основе модели пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов с г.ц.к. матрицей и недеформируемыми частицами упрочняющей фазы.

Зона сдвига, являющаяся базовым структурным элементом при построении модели пластической деформации гетерофазных материалов, формируется, как правило, серией сдвигообразующих дислокаций, испущенных дислокационным источником. Это является локализацией деформации на микроуровне – локализацией скольжения в зоне сдвига. В работе исследованы факторы, характерные для дисперсно-упрочненных материалов, которые влияют на локализацию скольжения в зоне сдвига. Выявлено, что процессы формирования зоны сдвига могут заметно различаться в зависимости от соотношения масштабных характеристик дислокационной структуры (длина источника, расстояние между дислокациями) и структуры упрочняющей фазы (размеры и форма частиц, расстояние между частицами).

Выявлены интервалы плотностей дислокаций, в которых осуществляется локализация скольжения в зоне сдвига или элементарное скольжение, т.е. зона сдвига формируется движением одиночных дислокаций. Значительное влияние на наличие и протяженность стадий локализованного и элементарного скольжения оказывают обратные поля напряжений от дислокаций. Установлено, что существует несколько сценариев развития процесса пластической деформации в дисперсно-упрочненных материалах, включающих различные стадии пластической деформации в разных сочетаниях.

Исследовано влияние скорости и температуры деформации на локализацию скольжения в зоне сдвига. Уменьшение скорости деформации при низких и средних температурах незначительно влияет на число дислокаций в зоне сдвига (величину локализации), а при высоких температурах (более 700 К в материале с медной матрицей) значительно снижает величину локализации скольжения в зоне сдвига. Изучено влияние характеристик второй фазы, параметров воздействия, исходного дефектного состояния материала на величину локализации и протяженность интервалов локализованного и элементарного скольжения при различных температурах и скоростях деформации. Установлено, что при увеличении размеров частиц, уменьшении расстояния между ними и повышении температуры снижается величина локализации скольжения.

Рассмотрено влияние локализации скольжения в зоне сдвига на эволюцию дефектной подсистемы и на упрочнение гетерофазных материалов с недеформируемой второй фазой. Поведение кривых различно в областях элементарного и локализованного скольжения и зависит от температуры и размера частиц.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СХЕМ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ ЕДИНИЧНОГО СТРУКТУРНОГО ДЕФЕКТА

Булаев А. А.

*ИПЦМ РАН, г. Уфа, Россия,
bulan@mail.rb.ru*

При сварке давлением металлических материалов качество соединения напрямую зависит от образования физического контакта между свариваемыми частями, что, как известно, определяется процессом локального деформирования поверхности соединения.

В настоящей работе представлены численные модели формирования физического контакта при сварке давлением и дана оценка влияния силовых параметров на длительность процесса залечивания единичного структурного дефекта (поры).

Численное моделирование пластического течения элементов реальной поверхности соединения выполнялось средствами программного продукта ANSYS 6.0 (университетская версия). При выполнении моделирования рассматривалось влияние одно- и двухкомпонентного нагружения: одноосное сжатие; сжатие + дополнительное ортогональное растяжение; сжатие + дополнительное ортогональное сжатие; и сжатие + дополнительное кручение на интенсивность развития процессов локального пластического течения в зоне соединения и время образования полного контакта.

Анализ результатов численного моделирования показал, что схема деформирования влияет на интенсивность образования физического контакта и время образования полного контакта. Установлено, что сочетание сжатия и ортогонально сжимающих сил замедляет процесс залечивания поры, а сжатие + ортогонально растягивающие силы, особенно сжатие + кручение, позволяет существенным образом ускорить процесс получения соединения металлических материалов высокого качества.

ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ9

Нуриева С. К., Бердин В. К.

*Институт проблем сверхпластичности металлов, г. Уфа, Россия,
nurieva_s@imsp.da.ru*

Известно, что схема напряженного состояния влияет на механические свойства и, особенно, на характеристики деформации (пластичности) через соотношения сжимающих и растягивающих напряжений. Сжимающие напряжения в большей мере способствуют проявлению пластичности. Поэтому чем больше роль сжимающих напряжений в схеме напряженного состояния, тем она считается «мягче», так как при ее реализации деформационная способность материала больше.

В данной работе величину относительного гидростатического давления варьировали путем изменения начальной высоты образца. Размеры образцов: диаметр $d_0 = 12$ мм, высота $h_0 = 4, 8, 15$ мм. Механические испытания одноосным сжатием проводили в следующем температурно-скоростном режиме: $T = 950$ °С, начальная скорость деформации $\dot{\epsilon}_0 = 1 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹. Степень высотной деформации $\epsilon = 70\%$.

Анализ кривых нагружения титанового сплава ВТ9 показал, что увеличение компоненты гидростатического давления (уменьшение исходной высоты образцов) приводит к повышению значения параметра деформационного упрочнения. С уменьшением высоты образца наблюдается рост напряжения течения.

Увеличение сжимающих напряжений в схеме напряженного состояния приводит к изменению тонкой структуры образцов после деформации. При малых значениях гидростатического давления наблюдается обычная трансформация пластинчатой микроструктуры в глобулярную: деление пластинчатой α -фазы на части и их сфероидизация. Увеличение компоненты гидростатического давления приводит к интенсификации процессов измельчения структуры как в α - так и в β -фазе. С ростом сжимающих напряжений на электронограмме увеличивается общее число рефлексов и в то же время наблюдается более равномерное распределение их по окружности.

ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СТАЛЬНОГО ЛИСТА С ПОМОЩЬЮ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ

Коджаспиров Г. Е., Наумов А. А.

Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет, Россия
naumov_anton@mail.ru

Одним из основных направлений улучшения качества листа, предназначенного для изготовления деталей, получаемых холодной штамповкой, является рост требований к технологическим и функциональным свойствам. Важным технологическим параметром при изготовлении ряда деталей из листа является пластичность при холодной штамповке, а основными функциональными характеристиками являются механические свойства: сочетание высокой прочности и высокой пластичности.

К настоящему времени в результате многочисленных исследований установлено, что наиболее прогрессивным направлением улучшения качества является получение листа с мелкозернистой структурой.

Целью работы является оценка эффективности использования данного способа для повышения качества низкоуглеродистой малолегированной стали, применяемой при производстве автомобильного листа.

Обсуждается новый способ прокатки, похожий на многоэтапную пакетную прокатку (МПП).

Приведены результаты опробования способа в условиях лабораторного стана на IF-стали с микролегирующими элементами Ti и Nb.

Установлено, что в результате используемой пакетной прокатки сформировалась ультрамелкозернистая структура, и резко возросла прочность стали (предел текучести вырос в 2–5 раз, по сравнению с исходным состоянием).

Преимущества подобного метода перед другими известными методами измельчения структуры (например, РКУ) заключается в его высокой производительности и применимости к заготовкам промышленного назначения.

Процесс не требует специального оборудования, так как пакетная прокатка может быть реализована на обычных прокатных станах.

Применение многоэтапной пакетной прокатки с теплой деформацией обеспечивает сверхсильное упрочнение листа из IF-стали.

Предложенный метод пакетной прокатки представляется перспективным для реализации в промышленности, в частности, для получения автомобильного листа.

РАЗРАБОТКА ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Ni–Co–C ЛИТЕЙНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Кончаковский И. В., Черменский В. И., Грачев С. В., Рабинович С. В.,
Харчук М. Д.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
rabinov@etel.ru

В последние десятилетия за рубежом активно изучаются и внедряются сплавы с низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР), содержащие углерод. Японскими специалистами разработана серия марок аустенитных чугунов инварного класса [1, 2]. Чугуны марок CF–5 и CD–5 обеспечивают ТКЛР в интервале температур 20–100 °С на уровне $3,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Чугун марки CS–5 имеет средний ТКЛР в интервале температур 20–100 °С не более $2,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, марки CN–5 («нобинайт»), работающий при повышенных температурах, демонстрирует уникально низкие значения ТКЛР в интервале температур 20–400 °С [2].

Основным направлением наших исследований является получение сплавов, которые не уступают зарубежным аналогам по уровню инварности, технологических, эксплуатационных и физико-механических свойств.

Основываясь на представлениях об аддитивности ТКЛР двухфазных инварных сплавов Fe–Ni–Co–C, в которых второй фазой является графит, предпринята разработка сплавов, обладающих низкими значениями ТКЛР в широком интервале температур.

Разработаны режимы комплексной термической обработки, позволяющие реализовать условия для минимизации ТКЛР в заданном температурном интервале. Результаты исследований инварных свойств сплавов приведены на рисунке.

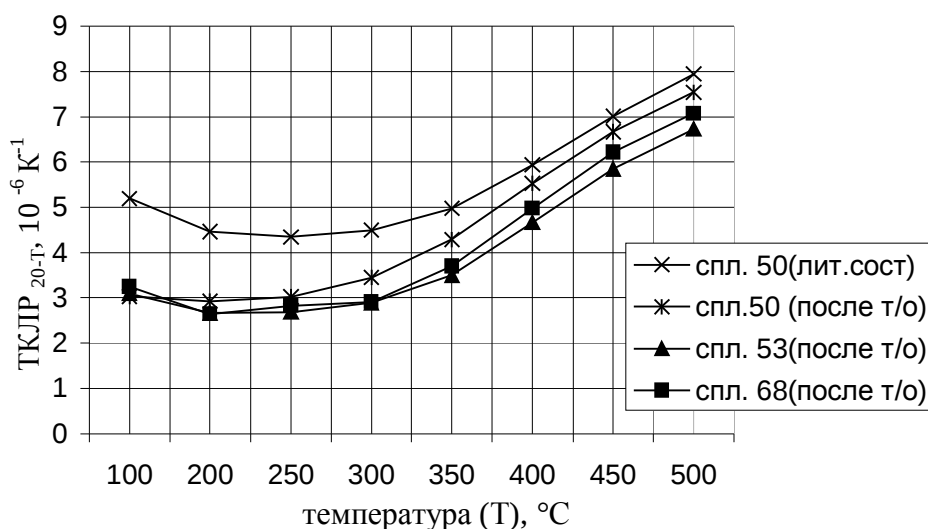


Рис. Зависимость среднего ТКЛР_{20-Т} сплава от температуры

Изучены механические свойства разработанных сплавов. Так, для сплава 68 временное сопротивление разрыву (σ_b) составляет 372 МПа, условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – 302 МПа, относительное удлинение (δ) – 4,7 %.

1. Эномото С. Железо-никелевые сплавы // Сокэйдзай. 1985. Т.51. № 5. С. 942 – 947
2. Эномото С. Чугуны с низким коэффициентом линейного расширения «нобинайт». // Сокэйдзай. 1988. Т 29. № 9. С. 16 – 22

ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛИ 45Х5МФ ДЛЯ ОПОРНЫХ ВАЛКОВ, ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПОД ЗАКАЛКУ, ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАКТИЧЕСКОЙ ГЛУБИНЫ АКТИВНОГО СЛОЯ ОПЫТНОГО ВАЛКА

**Аршинов А. Г., Гервасьев М. А., Палеев В. С., Михайлов С. Б.,
Юровских В. В.**

*ООО «УРАЛМАШСПЕЦСТАЛЬ», г. Екатеринбург, Россия,
vorob@uralmash.ru*

С целью изучения фазовых превращений производились измерения тепловых эффектов ДТА, dilatометрические и магнитометрические исследования образцов. Для оптимизации температуры нагрева под закалку определялись механические свойства и проводились металлографические исследования. Для определения фактической глубины активного слоя опытного опорного вала из стали с 5% хрома проводилась послойная шлифовка с периодическими измерениями твердости.

Установлено, что превращение в аустенит при нагреве происходит в интервале температур 840–900 °С. При охлаждении со скоростью более 130 °С/час превращения аустенита в перлит не наблюдается, охлаждение образцов сжатым воздухом приводит к образованию мартенситно-бейнитной структуры.

По результатам исследований установлено, что оптимальная температура нагрева под закалку 980–1000 °С.

Определение влияния температуры отпуска на твердость закаленной стали показало, что сталь 45Х5МФ в интервале температур отпуска 450–650 °С сохраняет более высокий уровень твердости, чем сталь 75ХМФ.

Значения прочностных характеристик при испытании на растяжение образцов, изготовленных из поверхностных слоев опытного вала, прошедшего нормализацию с высоким отпуском, оказались до 1,5 раз выше аналогичных значений стали 75ХМФ при одинаковом уровне пластических свойств.

Глубина активного слоя опытного вала из стали 45Х5МФ (при заданной твердости поверхности бочки 60–70 HSD) составила 80 мм по радиусу при снижении твердости не ниже 55 HSD.

Повышения прокаливаемости данной стали можно достичь более полным растворением карбидов путем увеличения времени выдержки, либо повышением температуры аустенитизации. Повышение температуры нагрева чревато избыточным остаточным аустенитом и падением трещиностойкости из-за роста зерна, поэтому требует более тщательной проверки.

На основании полученных результатов можно ожидать повышенные показатели стойкости опорных валков с содержанием хрома 5%:

- увеличенная глубина активного слоя;
- более равномерная твердость по глубине активного слоя;
- повышенное сопротивление термической усталости при объемном и локальном разогреве;
- меньшая восприимчивость к наклепу;
- сниженная величина съемов металла при плановых перешлифовках;
- продолжительная межперевалочная служба.

ДОСТИЖЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ ТРУБ ИЗ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Веселов И. Н., Жукова С. Ю., Исерсон К. Г., Сарычева Н. А.

ОАО «РосНИТИ», г. Челябинск, Россия,
rosniti@chel.surnet.ru

Нефтегазовые трубы эксплуатируются, как правило, в высокоминерализованных коррозионноактивных средах, содержащих углекислый газ и сероводород как природного, так и бактериального происхождения. В условиях эксплуатации, наряду с общей коррозией, происходит наводороживание металла труб, их водородное охрупчивание, сульфидное коррозионное растрескивание под напряжением и разрушение. Поэтому повышение эксплуатационных свойств металла для производства труб имеет большое значение.

Основными элементами, повышающими прочностные показатели трубных сталей, являются углерод и марганец. В связи с этим, общей тенденцией является снижение содержания углерода с обеспечением прочности за счет микролегирования.

В работе исследовалась малоуглеродистая, низколегированная сталь промышленной выплавки, содержащая: 0,115%С, 0,80%Mn, 0,27%Si, 0,04%Nb, 0,004%V, 28%Cu, 0,043%Al, 0,004%S, 0,008%P. Выбор химического состава был обусловлен, прежде всего, необходимостью получения после окончательной термической обработки достаточной коррозионной стойкости металла, требуемого класса прочности, хорошей свариваемости.

Хотя трубы обычного исполнения могут использоваться и в горячекатаном состоянии, продукцию, предназначенную для «кислых» сред, всегда подвергают термообработке (нормализации, улучшению), либо термомеханической обработке (ТМО). Причем, если раньше операция ТМО применялась только для сварных труб, то сегодня обсуждается возможность ее применения и для бесшовных труб [1].

Таким образом, в качестве упрочняющей операции, наиболее распространена термическая обработка.

Характерной микроструктурой образцов после нормализации являются колонии перлита. В результате закалки из аустенитной области с длительным отпуском формируется структура со сравнительно крупными ферритными зернами, по границам и в тройных стыках которых имеются мелкие зерна.

Проведенные электронно-микроскопические исследования позволяют судить, что контролируемая прокатка приводит к образованию глубоко развитой полигональной субструктуры внутри ферритных зерен. Субзерна содержат повышенную плотность дислокаций. Дислокации закреплены дисперсными частицами карбида ниобия NbC.

В работе проанализированы различные варианты режимов термической обработки труб, из которых выбран наиболее оптимальный. Показано, что для труб, изготовленных из стали данного класса прочности, можно в качестве завершающей обработки применять операцию нормализации и отказаться от длительных и дорогостоящих закалки с отпуском.

1. ISO3183CD 2004-08-15 Petroleum and natural gas industries – steel for pipeline transportation systems.
2. Полянский Р.П., Пастернак В.И. Трубы для нефтяной и газовой промышленности за рубежом. – М.: Недра, 1979, 215с.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ТРУБ ИЗ СТАЛИ 15Х25Т, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКОЙ

Лашевич В. И., Баричко В. С., Харитонов В. Н.*, Исерсон К. Г.,
Борякова А. Н., Шубко Н. В.

ОАО «РосНИТИ», г. Челябинск, Россия,

** О АО «СинТЗ», г. Челябинск, Россия,*

rosniti@chel.surnet.ru

Освоение производства высококачественных товарных труб из ферритной стали марки 15Х25Т на ОАО «Синарский трубный завод» потребовало тщательного анализа и корректировки существующей на заводе технологии производства нержавеющей труб.

Первоначально для производства труб использовалась передельная труба-заготовка, прокатанная на непрерывном стане ТПА-60.

На нетравленных поперечных шлифах обнаружены неметаллические включения четвертого балла – кристаллы правильной формы светло-желтого цвета – нитриды титана, рассредоточенные по всему полю зерна и по границам крупных зерен феррита, причем просматриваются линии субзерен (так называемые, полигоны), что характерно для процесса полигонизации.

Разнозернистость металла труб в поперечном сечении приводит к образованию внутренних напряжений и, как следствие, к трещинам, что и было выявлено контролем передельных труб в волочильном цехе.

Высокий процент брака труб по трещинам и низкий уровень значений ударной вязкости, наличие крупных неметаллических включений и разнозернистости, а также анализ технологического процесса прокатки, позволил рекомендовать использование в качестве заготовки горячепрессованные трубы-заготовки производства ОАО «Волжский Трубный Завод».

По результатам опытной прокатки труб скорректированы маршруты прокатки труб: степень деформации в первом проходе – не более 55% и 40–45% в последующих, а также оптимизирована температура нагрева труб под прокатку – 200...250 °С. В результате внедрения указанных рекомендаций процент брака по трещинам труб значительно снизился.

В результате исследования стали 15Х25Т установлена ранее неизвестная зависимость сопротивления металла пластической деформации от трех параметров: скорости деформации, степени и температуры деформации.

1. Кофф З.А., Соловейчик П.М., Алешин В.А., Гриншпун М.Н. Холодная прокатка труб. Металлургиздат, Свердловск, 1962.
2. Манасевич А.Д. Физические основы напряженного состояния и прочности металлов. М., Киев, Машгиз, 1962.
3. Ульянин Е.А. Коррозионностойкие стали и сплавы. 2-е изд. справочник. М. Изд-во «Металлургия», 1991.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ В МАССИВНЫХ ЗАГОТОВКАХ ИЗ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

**Салимгареева Г. Х., Семенова И. П., Латыш В. В.*, Кандаров И. В.*,
Валиев Р. З.**

*Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа, Россия,
* Инновационный Научно-технический Центр «Искра», Уфа, Россия,
sadikova_gh@list.ru*

К настоящему времени исследователями доказано, что измельчение зерна в металлах и сплавах и создание в них специальной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры позволяет значительно улучшить такие физико-механические свойства, как прочность, сопротивление усталости, сверхпластичность [1, 2]. Проведенные ранее исследования показали возможность формирования УМЗ структуры в объемных заготовках из технически чистого титана, используя равноканальное угловое прессование (РКУП) и его комбинацию с традиционными методами обработки давлением [3, 4].

В настоящей работе для формирования высоких физико-механических свойств в массивных заготовках предложено последовательно использовать несколько видов деформации, включая РКУП. В работе исследовалось влияние предварительного измельчения структуры методом изотермическойковки в массивных заготовках из CP Ti Grade 2 на эволюцию УМЗ структуры во время последующего РКУП с числом проходов от 1 до 4.

Полученные результаты показали возможность формирования однородной, равноосной УМЗ структуры уже после 2 проходов РКУП с использованием предварительнойковки. Установлено, что введение предварительной обработки обеспечило значительное повышение механических свойств и снижение анизотропии значений прочности в продольном и поперечном сечениях заготовки. Результаты механических испытаний на растяжение при комнатной температуре показали, что предел прочности в образцах, полученных по режиму: предварительная деформация + РКУП 2 прохода, – значительно выше, чем прочность в образцах после 2 проходов РКУП (740 МПа и 570 МПа, соответственно).

Данный метод получения УМЗ заготовок позволяет заметно повысить однородность формирующейся структуры, тем самым значительно снизить анизотропию свойств и, в итоге, улучшить качество заготовок.

1. Валиев Р.З. // Металлы, 2004. – Т. 1. – С. 15.
2. Valiev R.Z. // Nature Materials, 2004. – Vol. 3. – P. 511-516.
3. R.Z.Valiev, V.V. Stolyarov, V.V. Latysh, G.I.Raab, T. C. Lowe, Y.T. Zhu, Proceedings on 9th Int.Conf. Titanium-99, 2000. – Vol. 3. – P. 1569-1572.
4. I.P. Semenova, G.H. Sadikova, V.V. Latysh, Y.T. Zhu, T.C. Lowe, R.Z. Valiev, Proceedings on Int. Conf. Nanostructured Materials by High-Pressure Severe Plastic Deformation, 2004. – P. 235-240.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ, МАРГАНЦЕМ И ХРОМОМ НА ТВЕРДОСТЬ И АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРАМИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА

**Макаров А. В., Табатчикова Т. И., Счастливцев В. М., Егорова Л. Ю.,
Осинцева А. Л., Колобылин Ю. М.**

*Институт машиноведения УрО РАН, Институт физики металлов УрО РАН,
Екатеринбург, Россия,
makarov@imach.uran.ru*

В углеродистых сталях при температуре изотермического распада около 500 °С формируется особое метастабильное состояние «свежего» тонкопластинчатого перлита, характеризующегося сверхравновесным содержанием углерода в феррите, а также значительной дефектностью цементита, и обладающего вследствие этого повышенной прочностью и износостойкостью по сравнению с равновесными структурами грубопластинчатого, сфероидизированного и отожженного тонкопластинчатого перлита [1, 2].

Рассмотрено влияние дополнительного легирования кремнием (сталь 80C2 – 0,83 мас.%C; 1,66%Si), марганцем (сталь 80Г2 – 0,83%C; 2,00%Mn) и хромом (сталь ШХ15 – 1,00%C; 1,42%Cr) на твердость и абразивную износостойкость высокоуглеродистых сталей, подвергнутых изотермической обработке (изотермический распад переохлажденного аустенита при 330–650°C), а также дополнительному пятиминутному отжигу при 650 °С, устраняющему повышенную неравновесность и метастабильность «свежего» тонкопластинчатого перлита. Установлено сильное влияние дополнительного легирования на характер и абсолютные значения указанных физико-механических характеристик сталей. Выявлены оптимальные температурные интервалы изотермического распада, при которых достигается максимальный уровень твердости и абразивной износостойкости за счет формирования в сталях структуры метастабильного тонкопластинчатого перлита. У сталей 80Г2 и 80C2 максимальным сопротивлением абразивному изнашиванию обладают перлитные структуры, сформированные при температурах соответственно 525 и 550 °С, при которых у данных сталей наблюдается пик твердости (среди перлитных структур). Для стали ШХ15 характерно некоторое смещение максимальных значений абразивной износостойкости в область более высоких температур распада (550–600 °С) по сравнению с температурным интервалом перлитного распада, обеспечивающим данной стали наибольшую твердость (525–550 °С). Пятиминутный отжиг при 650 °С вызывает снижение твердости и износостойкости перлитных и бейнитных структур, величина которого в сильной степени зависит от температуры распада для каждой стали (т.е. от ее исходной структуры) и от легирования стали элементами замещения. Структуры изотермического распада исследованных материалов сопоставляются по уровням абразивной износостойкости со структурами закалки и отпуска.

1. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Макаров А.В., Егорова Л.Ю., Яковлева И.Л. Влияние твердорастворного упрочнения феррита и сфероидизации цементита на износостойкость эвтектоидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита // ФММ, 1999.– Т.88.– Вып.1.– С.94-103.
2. Макаров А.В., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю. Износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита // ФММ, 2004. –Т.97.– № 5.– С.94-105.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В МАРТЕНСИТЕ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Счастливцев В. М., Солодова И. Л.

*Институт машиноведения УрО РАН, Институт физики металлов УрО РАН,
Екатеринбург, Россия,
makarov@imach.uran.ru*

Мартенсит составляет основу многих высокопрочных конструкционных и инструментальных сталей. Применение эффективных методов поверхностного упрочнения, таких как лазерная, электронно-лучевая, плазменная обработки, существенно повышает интерес к структуре неотпущенного мартенсита и его свойствам. Интенсивная пластическая деформация, обусловленная фрикционным воздействием, инициирует развитие в поверхностных слоях закаленных сталей структурных превращений, важнейшим из которых (в отношении влияния на упрочнение и износостойкость) является деформационное динамическое старение мартенсита [1, 2]. Изучено влияние концентрации углерода в мартенсите на износостойкость и деформационное упрочнение в условиях абразивного воздействия и трения скольжения армко-Fe и углеродистых сталей (0,11–1,53 мас.% C), подвергнутых объемной или лазерной закалке и обработке холодом при -196°C .

Увеличение концентрации углерода в мартенсите до 0,8–0,9 мас.% вызывает повышение износостойкости закаленных (лазером или в воде) углеродистых сталей в условиях абразивного воздействия и трения скольжения в азоте (при 20 и -196°C) и воздушной атмосфере. Это связано с ростом прочности поверхности деформированных трением сталей. Интенсивное упрочнение высокоуглеродистого мартенсита при изнашивании обусловлено развитием деформационного динамического старения, которое обеспечивает эффективное закрепление атомами углерода многочисленных дислокаций, инициированных трением. Активизация деформационного динамического старения при абразивном и адгезионном изнашивании обусловлена развитием в зоне фрикционного контакта ротационного механизма пластической деформации и формированием дефектной нанокристаллической структуры мартенсита [1]. Мартенситные структуры с более высоким содержанием углерода (до 1,35%) при трении и абразивном воздействии характеризуются повышенной хрупкостью, которая отрицательно влияет на износостойкость. При реализации механизма пластического оттеснения (изнашивание по кремню) отрицательная роль повышенной хрупкости высокоуглеродистого (более 1% C) мартенсита проявляется в значительно большей степени, чем в условиях микро-резания (изнашивание по корунду) [2]. Присутствие кислорода в нанокристаллических структурах трения высокоуглеродистых сталей существенно снижает их сопротивление адгезионному изнашиванию. Уменьшение концентрации углерода в мартенсите при низкотемпературном (100–250 $^{\circ}\text{C}$) отпуске вызывает резкое падение износостойкости закаленных высокоуглеродистых сталей.

1. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия высших учебных заведений. Физика, 2004.– № 8.– С. 65-80.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливцев В.М., Солодова И.Л., Яковлева И.Л. Структура и абразивная износостойкость закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей // ФММ, 2004. –Т. 98.– № 4.– С. 96-112.

ПОВЫШЕНИЕ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ФРИКЦИОННОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКОЙ

Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Малыгина И. Ю., Солодова И. Л.

*Институт машиноведения УрО РАН, Институт физики металлов УрО РАН,
Екатеринбург, Россия,
makarov@imach.uran.ru*

Фрикционную обработку в условиях трения скольжения и абразивного воздействия можно рассматривать в качестве уникального способа формирования нанокристаллических структур с повышенными физико-механическими свойствами в поверхностном слое таких высокопрочных и хрупких материалов, как термоупрочненные углеродистые, цементированные, быстрорежущие стали [1]. Важным преимуществом предложенного способа [2] является его применимость к стальным изделиям практически любых размеров, подвергнутых как объемной, так и поверхностной термической (например, лазерной) обработкам [3]. Высокая прочность (9,8–12,3 ГПа) нанокристаллических мартенситных структур, формирующихся на поверхности трения закаленных или низкоотпущенных сталей с концентрацией углерода 0,38–1,35 мас.%, обусловлена не только большой дисперсностью кристаллитов, но также активизацией в кристаллах α -фазы процессов деформационного динамического старения и деформационного растворения ϵ -карбидной фазы, обеспечивающих достижение экстремальной плотности дислокаций в рассматриваемых структурах. Уровень прочности нанокристаллических структур трения возрастает по мере повышения содержания углерода в сталях и достигает максимума при концентрациях углерода 0,8–1,0 мас.%, достаточных для полного насыщения сегрегаций, образовавшихся вблизи ядер дислокаций в нанокристаллическом α -мартенсите. Фрикционная упрочняющая обработка обеспечивает существенное повышение теплостойкости закаленных углеродистых сталей (до уровня теплостойкости полутеплостойких высоколегированных сталей), обусловленное эффективным закреплением дислокаций атомами углерода, задержкой формирования и роста частиц цементита при отпуске деформированных трением сталей, торможением процессов возврата и рекристаллизации. Эффект повышения теплостойкости при фрикционной обработке снижается с ростом содержания углерода в стали: у стали 35 более высокая твердость нанокристаллического слоя по сравнению с твердостью закаленного недеформированного состояния сохраняется при нагреве до 450 °С, у стали 50 – до 450 °С, у стали У8 – до 350 °С, а у стали У13 – лишь до 250 °С. Упрочняющая фрикционная обработка в условиях трения скольжения или абразивного воздействия обеспечивает закаленным сталям повышение износостойкости при трении в парах металл-металл и металл-абразив (в том числе, и после отпуска при 200–300 °С), а также фрикционной теплостойкости при трении с большими (более 2 м/с) скоростями скольжения в окислительной (воздух) и безокислительной (азот) средах.

1. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия высших учебных заведений. Физика, 2004. – № 8. – С. 65-80.
2. Патент 2194773 (Россия). Способ обработки стальных изделий / Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Осинцева А.Л. - Опубликовано в БИМП. – 2002. – № 35.
3. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки // Трение и износ, 2003. – Т. 24. – № 3. – С. 301-306.

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЙ α_2 -ФАЗЫ В СПЛАВЕ ВТИ-4

Ходырева Е. М., Водолазский Ф. В., Демаков С. Л.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru

Методами дифференциального термического анализа, сканирующей электронной микроскопии, энергодисперсионного микроанализа, микродюрометрии проведено исследование орто-сплава состава Ti-22Al-26Nb.

Образцы, предварительно обработанные на β (B2)-твердый раствор, нагревали с различными скоростями в двухфазную область в интервале температур 900–950 °С, время нагрева варьировалось от 30 мин до 2 часов.

Обнаружено, что при температуре 900 и 950 °С α_2 -фаза имеет два различных морфологических типа. В центре зерна и на границе форма частиц глобулярная с размером 1,5 мкм и 2 мкм, соответственно. Эти выделения образовались на месте первых выделений О-фазы, при этом дисперсность выделений α_2 -фазы коррелирует с дисперсностью выделений О-фазы. В приграничных областях α_2 -фаза имеет пластинчатую форму, выделившуюся вдоль различных кристаллографических направлений, её выделение проходило путем зарождения и роста непосредственно из нераспавшейся при разогреве β -матрицы. В данном случае формирование структуры явно зависит от реализуемой скорости нагрева.

При изменении времени выдержки морфология фазы не изменялась при нагреве 950 °С. При нагреве 900 °С во время выдержки до 2 часов происходило образование дополнительных выделений видманштеттовой α_2 -фазы за счет распада в приграничных областях.

Подтверждение влияния скорости нагрева на формирование структуры и фазового состава осуществлено с помощью дифференциального термического анализа. Установлено, что непосредственно во время нагрева до 900–950 °С происходит промежуточное превращение ($\beta \rightarrow O$ в диапазоне температур 450–800 °С. Данное превращение при нагреве может происходить одностадийно или двухстадийно. Доказано, что характер и степень промежуточного $\beta \rightarrow O$ превращения определяет морфологию выделений высокотемпературной α_2 -фазы.

Работа выполнена при поддержке НОЦ "Перспективные материалы" (грант CRDF № ЕК - 005-X1).

ОЦЕНКА СВОЙСТВ СТАЛИ 26ХМФА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБСАДНЫХ И НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ

Силин Д. А., Юдин Ю. В., Сибиряков А. В

УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия.
tofm@mail.ustu.ru, nic@stw.ru

С целью определения возможности получения из сталей типа 26ХМФА труб со свойствами, удовлетворяющими требованиями групп прочности L-80S и C-90S по стандарту API 5CT, изучены свойства сталей 26ХМФА-1 и 26ХМФА-2, отличающихся содержанием молибдена 0,27 и 0,46%, соответственно. Проведены дилатометрические

исследования, изучена кинетика роста аустенитного зерна, построены кривые прокаливаемости данных марок сталей, а также проведены механические и коррозионные испытания.

Анализ кинетики роста аустенитного зерна сталей 26ХМФА-1, 26ХМФА-2 показал, что в интервале температур 880–980 °С зерно сравнительно однородно и имеет средний размер 11,5...13 мкм. При нагреве выше 1000 °С происходит его интенсивный рост.

Построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита в диапазоне скоростей охлаждения 0,2–15 °С/сек. Дилатометрическими исследованиями и построением кривых прокаливаемости установлена возможность получения после закалки в структуре 90 и 50% мартенсита на трубах с толщиной стенки до 16 мм.

Лабораторными исследованиями установлено, что сталь 26ХМФА-1 может быть использована для изготовления труб группы прочности L-80S, а сталь 26ХМФА-2 – для изготовления труб группы прочности C-90S. При этом оптимальной термической обработкой для стали 26ХМФА-1 является закалка с температуры 880–900 °С с последующим высокотемпературным отпуском при температуре 680 °С в течение 1,5 часов, а для стали 26ХМФА-2 – закалка с температуры 880–900 °С с последующим высокотемпературным отпуском при температуре 700 °С в течение 1,5 часов. Механические свойства после улучшения составляют: для стали 26ХМФА-1 – $\sigma_T = 590\text{--}610$ МПа, $\sigma_B = 690\text{--}710$ МПа, $\delta_{0,5} = 27\%$; для стали 26ХМФА-2 – $\sigma_T = 670$ МПа, $\sigma_B = 760\text{--}780$ МПа, $\delta_{0,5} = 23\%$.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ В НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКЕ

Силин Д. А., Юдин Ю. В.

УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия.

tofm@mail.ustu.ru, nic@stw.ru

Исследована микроструктура трубных заготовок производства ОАО “НТМК” из сталей типа 26ХМФА с различным содержанием молибдена (26ХМФА-1 – 0,27%Мо, 26ХМФА-2 – 0,46%).

Металлографическими исследованиями трубных заготовок обнаружена полосчатость микроструктуры вдоль направления прокатки, соответствующая 2 баллу у стали 26ХМФА-1 и 3 баллу – у стали 26ХМФА-2 (ГОСТ 5640-68). Полосчатость структуры связана с дендритной ликвацией легирующих элементов и углерода при затвердевании слитка. Металлографически установлено, что в обеих сталях полосы микроструктуры, обогащенные легирующими элементами, имеют наиболее мелкое аустенитное зерно, как в трубной заготовке, так и в металле трубы, который наследует химическую и структурную неоднородность.

Обнаруженная неоднородность микроструктуры трубных заготовок из сталей 26ХМФА-1 и 26ХМФА-2, связанная с ликвацией углерода и легирующих элементов, приводит к формированию мартенсито-бейнитных продуктов распада переохлажденного аустенита в областях, отличающихся по химическому составу, что подтверждено рентгеноспектральными исследованиями.

Установлено, что полосы с микроструктурой, состоящей из низкотемпературных продуктов распада переохлажденного аустенита, обогащены легирующими элементами (Мо, Cr, Mn) и, вероятно, по углероду.

Ликвация на макроуровне (между центром и периферией заготовки диаметром 140 мм) практически не наблюдается для хрома и марганца, но составляет 1,05–1,1 раза, и значительно проявляется для молибдена: содержание Мо в центре заготовки в ~1,3–1,4 раза выше, чем на периферии.

Полученные результаты отражают физическую закономерность перераспределения химических элементов в жидком металле при затвердевании слитка и наиболее ярко проявляются при отсутствии эффективного перемешивания жидкого металла, его низкой температуре, например, при обработке в печь-ковше и (или) недостаточно высокими скоростями охлаждения в кристаллизаторе. Это особенно существенно для молибдена, который эффективно влияет на размер аустенитного зерна и, главное, на устойчивость переохлажденного аустенита.

УСТАНОВЛЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВЛИЯНИЯ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ И ДРУГИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ СТАЛЕЙ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Панфилова Л. М., Крутикова И. А.*

*ГНЦРФ «Уральский Институт Металлов», Екатеринбург, Россия,
uim@ural.ru*

**ОАО «Уралмашзавод», Екатеринбург, Россия,
atpmp@uralmash.ru*

Известно, что высокопрочные стали, которые достаточно широко используются в машиностроении, склонны к замедленному разрушению.

В данной работе на примере различного класса сталей: среднеуглеродистых сталей и инструментальных сталей, – исследовалось влияние разнообразных факторов на сопротивление сталей замедленному разрушению, в том числе, микролегирование ванадием.

В лабораторных условиях было выплавлено несколько марок среднеуглеродистых сталей, микролегированных ванадием, а в полупромышленных условиях – несколько марок инструментальных сталей с ванадием.

Металл был прокатан, прокован на заготовки. Из них после термообработки были изготовлены образцы для проведения различных испытаний.

На основании результатов механических испытаний была выбрана оптимальная температура обработки деталей из конструкционных сталей. Было подтверждено, что введение ванадия повышает стабильность стали против отпуска.

В инструментальных сталях было определено оптимальное содержание ванадия; произведена оценка критического значения напряжения, вызывающего разрушение, для различных структурных составляющих.

На образцах из конструкционных и инструментальных сталей с ванадием проводилось металлографическое исследование, определялась величина зерна, исследовалась тонкая структура, осуществлялись электронномикроскопическое и электронографическое исследования.

В настоящее время проводятся испытания на замедленное разрушение в агрессивной среде. На основании предварительных исследований будут сделаны рекомендации для выбора оптимального легирования и микролегирования конструкционных и инструментальных сталей с целью получения оптимальных механических характеристик и сопротивления задержанному разрушению.

ПИКНОМЕТРИЯ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2 ПРИ СТАРЕНИИ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю. В., Покоев А. В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия,

ojv@ssu.samara.ru, pokoev@ssu.samara.ru

Старение в сплавах при повышенных температурах является фазовым превращением, в ходе которого происходит преобразование одних фаз в другие и образование новых. Этот процесс является фазовым переходом первого рода, при котором первые производные термодинамического потенциала испытывают скачок и, в частности, плотность вещества меняется скачком. В данной работе сделана попытка применить пикнометрию для получения информации об особенностях кинетики протекания фазовых превращений при старении бериллиевой бронзы БрБ-2 в постоянном магнитном поле (ПМП) [1].

Методом гидростатического взвешивания определили плотность закалённых образцов и образцов, состаренных в поле с напряженностью 7 кЭ и без него. В таблице приведены режимы старения и результаты измерений плотности образцов сплава бериллиевой бронзы БрБ-2.

Температура, °С	Время, ч	Напряжённость ПМП, кЭ	$\rho \pm \Delta\rho$, г/см ³	$\rho_{\text{зак}} - \rho_{\text{стар}}$, г/см ³
закалённый	—	—	8,3083±0,0009	—
300	1	0	8,3056±0,0017	- 0,0027
300	1	7	8,3541±0,0011	0,0458
350	1	0	8,3560±0,0012	0,0477
350	1	7	8,3569±0,0019	0,0486
400	1	0	8,3252±0,0009	0,0169
400	1	7	8,3365±0,0012	0,0282

Анализ и сопоставление имеющихся экспериментальных и теоретических данных о старении [1] бериллиевой бронзы позволяет сделать следующие выводы:

1. Максимуму упрочнения сплава при температуре старения 350 °С и времени старения 1 ч соответствует максимальное значение плотности, что обусловлено фазовым переходом, происходящим во время старения.

2. Плотность сплава является многофакторной характеристикой, которая зависит от количества кластеров, их размеров и соотношения объемов кластеров и остаточного раствора, а также дефектности структуры. Увеличение плотности, по-видимому, связано с уходом бериллия из твёрдого раствора и образованием новой упрочняющей γ -фазы, имеющей состав CuBe [2], и обедненной бериллием остаточной матрицы, обладающей большей плотностью, причем степень обеднения в ПМП больше, чем без него.

- Осинская Ю.В., Покоев А.В. Упрочнение бериллиевой бронзы БрБ-2 при старении в постоянном магнитном поле // Физика и химия обработки материалов, 2003. – № 3. – С. 18-25.
- Осинская Ю. В., Покоев А. В. Микроструктура сплава бериллиевой бронзы БрБ-2, состаренной в постоянном магнитном поле. // Материаловедение, 2005. – № 11. – С. 2-5.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Киселева Т. Д., Ключач И. Л.

Самарский государственный университет, Самара, Россия

ojv@ssu.samara.ru

Композиционный материал – искусственный материал, содержащий пространственно распределенные и взаимодействующие по границе соединения компоненты (основу и упрочнитель) с контрастными физико-механическими свойствами и обладающий по этой причине свойствами, которыми не может обладать никакой из компонентов. Все композиционные материалы объединяются в два класса: на металлической и неметаллической основе.

По характеру взаимного размещения компонентов волокнистые композиционные материалы подразделяют на типы: монопроводные, полипроводные, случайно ориентированные.

Исследовались монопроводные волокнистые композиционные материалы, содержащие распределенные в объеме металлической основы взаимно-параллельные волокна определенной длины.

Целью настоящей работы было изготовление и исследование волокнистых композиционных материалов на основе железной и вольфрамовых проволок и медной и алюминиевой фольг, полученных спеканием с заданным расчетным коэффициентом K , где волокна размещены закономерно, образуя оптимальную структуру. В данных материалах компоненты соединены по замкнутым криволинейным поверхностям, в соответствии с геометрией поверхности волокон.

Для компактного соединения волокон и металлической основы применялась прокатка образцов, диффузионная сварка нагревом и лазерная обработка.

Такая структура наиболее полно позволяет реализовать прочностные свойства компонентов. Испытания на растяжение на установке ИМАШ-5С показали, что прочность композиционных материалов с оптимальной структурой в 1,3–1,5 раза выше, чем прочность композиционных материалов со случайной структурой при одинаковом коэффициенте K .

В процессе испытания на растяжение волокнистых образцов с равномерной структурой мы наблюдали в зернах медной матрицы линии скольжения, преимущественно перпендикулярные продольной оси волокна, и направленного действия растягивающие образец нагрузки.

Сдвиговая деформация в зернах медной основы начинается на границе раздела волокно–матрица и развивается до областей, удаленных от границы раздела компонентов на расстоянии до 1 диаметра волокна.

По мере развития шейки разрушения на границе волокно–матрица возникают напряжения как результат сопротивления матрицы втягиванию в зону шейки, однако отрыва матрицы от волокна не наблюдается.

В результате проведенной работы установлено, что полученный материал обладает ярко выраженной анизотропией свойств. Однако в продольном направлении прочность образцов значительно увеличена по сравнению с основой. В связи с этим данный материал может быть использован в нагруженных деталях.

МИКРОСТРУКТУРА ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ КЮРИ

Вержаковская М. А., Покоев А. В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия

pokoev@ssu.samara.ru

Данная работа посвящена изучению влияния внешнего переменного магнитного поля (МП) на структурные параметры железа вблизи магнитного фазового перехода. К сожалению, нет достаточного количества данных по вопросу влияния переменного МП на структуру ферромагнитных материалов и сплавов при повышенных температурах. Такие данные необходимы при анализе диффузионных процессов в переменных магнитных полях.

Образцы для исследований имели форму цилиндров диаметром и высотой 10 мм с общим содержанием примесей 0,58 % (остальное – железо). Металлографический анализ проводили на стандартных оптических микроскопах с использованием программы «ВидеоТест-Размер 5.0». Данная программа предназначена для автоматизации рутинных процессов при решении прикладных задач по исследованию структуры материалов.

Выполнены измерения изменений параметров микроструктуры образцов железа (поперечные размеры, периметр и площадь зерен) до и после обработки в переменном МП в зависимости от частоты и температуры отжига.

Частотные зависимости изменений параметров микроструктуры железа измерены при температуре 730 °С при постоянной составляющей МП 39,80 кА/м; амплитуда переменного сигнала при этом увеличивалась от 47,76 до 238,80 кА/м с возрастанием частоты переменного МП от 0 до 8,0 Гц.

Измерения температурной зависимости изменения параметров микроструктуры железа выполнены при температурах от 700 до 780 °С, т.е. в области ферромагнитных состояний Fe (до ~770 °С), постоянная составляющая напряженности МП при этом составляла 79,60 кА/м, а амплитуда переменного сигнала 71,64 кА/м и частота МП – 1,0 Гц.

Установлено, что внешнее переменное МП существенным образом влияет на структурные изменения характеристик образцов. С ростом частоты МП поперечные размеры зерен уменьшаются в ~ 2,5 раза.

Результаты измерений параметров микроструктуры показали, что с ростом температуры от 700 °С к точке Кюри в переменном МП с частотой 1 Гц происходит уменьшение линейных размеров зерен в среднем в ~1,4 раза. Выше точки магнитного фазового перехода (в парамагнитной области температур), когда железо теряет свои магнитные свойства, происходит обычный рекристаллизационный рост зерен.

При внесении ферромагнетика в переменное МП возникают переменные магнито-стрикционные деформации, которые могут приводить в движение дислокации, создавать их локальные скопления и формировать новые поверхности раздела в виде границ зерен.

СТРУКТУРА ЛИТЫХ КОМПОЗИЦИОННОУПРОЧНЕННЫХ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Петроченко Е. В.

*Магнитогорский государственный технический университет
им. Г. И. Носова, г. Магнитогорск, Россия,
mitom@magtu.ru*

Перспективными материалами, в которых сочетаются повышенные прочность, пластичность и абразивная износостойкость, являются композиции из мягкой матрицы и высокопрочных карбидов. Значительную группу литых композитов составляют комплексно-легированные белые чугуны, в которых направленное выделение упрочняющей фазы обеспечивается рациональным химическим составом и ускоренной кристаллизацией.

В настоящей работе исследованы особенности формирования карбидной фазы в зависимости от химического состава и кинетических условий структурообразования отливок из легированных белых чугунов. Исследования проводили на сплавах систем Fe–C–V, Fe–C–V–Cr, Fe–C–V–Cu–Ti–B. Опытные чугуны выплавляли в индукционной тигельной печи с основной футеровкой, а заливали в литейные формы с различной теплоаккумулирующей способностью: в сухую и сырую песчано-глинистые формы (ПГФ), и чугунный кокиль. Это определяло различные условия охлаждения отливок.

Структуру и фазовый состав чугунов исследовали с помощью металлографического и рентгенографического (в кобальтовом K_{α} -излучении) методов. Количественный металлографический анализ, автоматизированную обработку результатов измерения микротвердости на приборе ПМТ-3 проводили на промышленной системе обработки и анализа изображений SIAMS и анализаторе изображений Thixomet. Межфазное распределение легирующих элементов определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа с рентгеновским микроанализатором LEO 430 рi.

Примером полностью инвертированной эвтектической композицией является аустенитно-ванадиево-карбидная эвтектика в белых ванадиевых чугунах. Частично инвертированную эвтектику можно получить в сплавах системы Fe–C–V–Cr. Выявлено влияние содержания углерода, ванадия, хрома на характер карбидных фаз и эвтектических составляющих.

Регулировать содержание в эвтектике количество, тип и морфологию карбидной фазы ванадиевых чугунов можно варьированием условий кристаллизации и дополнительным их легированием и модифицированием малыми добавками высокоактивных элементов. Снижение минимально необходимого содержания ванадия при сохранении инвертированной структуры эвтектики может быть обеспечено легированием чугуна элементами, повышающими активность углерода. Изменение плотности эвтектики (изменения в ней количества карбидной фазы) обеспечивается путем ускоренной кристаллизации сплавов неэвтектического состава, приводящей к формированию квазиэвтектики с иным, нежели следует из равновесной диаграммы состояния, соотношением фаз.

Выявленные закономерности влияния комплексного легирования и кинетических условий кристаллизации на строение металлической основы, карбидной фазы дают возможность прогнозирования и управления структурой отливки, что обеспечивает получение сплавов с целым спектром механических, технологических и эксплуатационных свойств.

ВЛИЯНИЯ СХЕМЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 08X18H10T НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

Оленева О. А., Попов А. А., Серебряков А. В., Макаров В. В.

УГТУ – УПИ, Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru

В работе методами оптической микроскопии и рентгеноструктурного фазового анализа изучено влияние схемы деформации при производстве труб размером 16×1,5 мм на структуру (и свойства) стали 08X18H10T. Обработка состояла из следующих операций: термообработка на промежуточных размерах (эл. печи, окисл., 1040–1060 °С, ≈1 мин.); деформация на размер 16×1,5 (1, 2 образцы ХПТР $\varepsilon \approx 27\%$; 3 образец – ХПТ $\varepsilon \approx 79\%$; 4, 5 образцы – волочение $\varepsilon \approx 30\%$); отжиг (эл. печи, окисл., 950 °С, ≈1 мин) и шлифование внутренней и наружной поверхностей в различных комбинациях.

Установлено, что в структуре всех образцов наблюдаются крупные карбиды хрома типа Me_{23}C_6 , хотя и встречаются карбиды титана типа MC. Наличие карбидной фазы связано с низкой температурой нагрева под закалку (1050 °С) и недостаточным временем нахождения металла при этой температуре для растворения крупных частиц. Очевидно, что карбиды оказывают негативное влияние на структуру аустенитной стали типа 08X18H10T, т.к. при их образовании матрица обедняется как углеродом, так и хромом, и в структуре возможно появление, как феррита, так и мартенсита.

Показано, что для всех исследованных образцов на дифрактограммах с внешней и с внутренней стороны присутствуют линии $(111)_{\gamma\text{-Fe}}$ и $(110)_{\alpha\text{-Fe}}$. Однако, если на дифрактограммах с внешней поверхности образцов интенсивность линий $(110)_{\alpha\text{-Fe}}$ примерно одинакова, то на дифрактограммах с внутренней поверхности наблюдается повышение интенсивности линии $(110)_{\alpha\text{-Fe}}$, особенно для образца 2, внутренняя поверхность которого не подвергалась шлифовке.

Выявлено, что линии $(110)_{\alpha\text{-Fe}}$ принадлежат мартенситу, обнаруженному методом оптической микроскопии в структуре образцов 2, 3 и 4. В центре образца мартенсита нет, он наблюдается со стороны внешней и внутренней поверхностей в виде пакетов с одинаковой ориентацией пластин в пределах одного зерна. При самой жесткой схеме деформации – для образца 3 (ХПТ, $\varepsilon = 79,58\%$), в структуре наблюдается наибольшее количество мартенсита. При более мягких схемах количество мартенсита меньше. Для образца 4 наблюдали лишь отдельные пластины мартенсита со стороны внешней поверхности образца.

Обнаружено, что количество образующегося мартенсита тем больше, чем жестче схема деформации. Наиболее благоприятной является деформация волочением, когда мартенсита практически нет. Для получения более однородной структуры необходимо перед деформацией проводить закалку с температур порядка 1150 °С для растворения имеющихся в исходной заготовке карбидных фаз.

КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПУТСТВУЮЩЕГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛЕ Fe + 3,25%Si

Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Плужников С. Н., Дудаков С. П.,
Кириллов А. М.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

Одним из распространенных видов пластической деформации металлов с различными видами кристаллических решеток является механическое двойникование, информация о влиянии которого на процесс разрушения крайне интересна и полезна, так как в процессе разрушения материала двойникование либо пластифицирует материал, либо является инициатором микроразрушений.

Цель работы: установить влияние температуры, а также скорости нагружения на количественные характеристики двойникования, сопутствующего разрушению поликристалла.

Для проведения исследований использовали поликристаллический ОЦК сплав Fe + 3,25%Si, который хорошо двойникуется в широком интервале температур. Около 80% всех зерен имели диаметр 0,5÷2,5 мм. Растяжение поликристаллических образцов, предварительно отшлифованных и отполированных с одной стороны, проводили со скоростями деформирования от $1,3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ до $7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ (разрывная машина Instron 5565) при температуре от 290 до 370 К, с погрешностью $\pm 2 \text{ К}$.

Исследования показали, что в выбранном интервале температур с увеличением скорости деформирования возрастает количество двойников. Была установлена некоторая критическая скорость $\dot{\epsilon}_{\text{кр}}$ (в нашем случае, при $T = 290 \text{ К}$, $\dot{\epsilon}_{\text{кр}} \approx 2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$). При деформировании со скоростями $\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_{\text{кр}}$ сопутствующее двойникование в образцах с отмеченным набором зерен не наблюдалось. В области больших скоростей наблюдался максимум количества двойников, который с увеличением скорости деформирования смещается в область более высоких температур и чисел двойников. Однако наибольшему значению чисел двойников не всегда соответствует максимальная скорость нагружения. Например, при $T = 150 \text{ К}$ и скорости нагружения $\dot{\epsilon}_1 \approx 2 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ число двойников заметно меньше, чем при скорости $\dot{\epsilon}_2 \approx 4 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

В ряде случаев образцы разрушались без двойникования. Разрушению предшествовала значительная утяжка, что связано с присутствием в рабочей зоне образца благоприятно ориентированных для скольжения (фактор Шмида) крупных зерен или зерна, деформирующихся при более низких напряжениях (соотношение Холла–Петча). Найдено критическое значение отношения размера зерна к ширине образца, превышение которого сопровождается образованием утяжки.

Существование минимальной скорости деформирования, вызывающей сопутствующее двойникование, связано, по-видимому, с динамической устойчивостью зародышей двойникования, формирующихся по механизму Пристнера–Лесли. При малых скоростях деформирования зародыши диссоциируют на скользящие дислокации, тогда как при больших скоростях релаксация напряженного состояния происходит преимущественно двойникованием, т.к. промежуток времени деформирования мал в сравнении с инкубационным периодом активации диссоциации зародыша двойника.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ В ПРОВОДНИКАХ ПО ЭЛЕКТРОННО-ОПТИЧЕСКИМ МУАРОВЫМ КАРТИНАМ

Плужникова Т. Н., Иванов В. М., Лимонов Д. Н., Лановая А. В.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
plushnik@mail.ru

Современная эксплуатация проводников в различных устройствах радиоэлектронной, измерительной силовой техники связана со все более повышенными потоками электромагнитной энергии, которые, концентрируясь на дефектах, создают критические ситуации, приводящие к изменению физико-механических свойств проводников и их разрушению. Наблюдение и контроль в этом направлении возможен с помощью электронно-оптического муара, который возникает на магнитных полях рассеяния в малых околодефектных объемах при наличии в проводниках токов проводимости.

Предлагается метод исследования микрообъемных магнитных полей на дефектах по электронно-оптическим муаровым картинам. Связь муаровых узоров с топологией полей и наличием дефектов осуществляется с помощью предложенной физико-математической модели, которая описывает усиление магнитного поля дефектами типа отверстий и трещин и характеризующей геометрические размеры активируемой зоны.

Получены электронно-оптические муаровые картины на различных по размерам дефектах: центральных отверстиях и трещинах. Найдены информационные параметры муаровых узоров в виде фрактальной размерности и коэффициента асимметрии изображения, по которым можно судить о наличии дефектов в проводниках и их геометрических изменениях, а, следовательно, о критических потоках электромагнитного поля, приводящих к разрушению.

Разработана информационно-измерительная система на базе предложенных критериев, характеризующая электронно-оптические муаровые картины на магнитных полях рассеяния в малых объемах, которая включает аппаратные средства цифровой фототехники и персонального компьютера.

Показано взаимное соответствие концентраций напряженности магнитного поля и механического поля напряжений на отверстиях и трещине, найденное в виде решения упругой задачи плоского напряженного состояния полубесконечной металлической пластины. Рассмотрен вопрос связи коэффициента интенсивности напряжений, как одного из критериев разрушения с коэффициентом асимметрии и фрактальной размерности электронно-оптических муаровых картин. Экспериментально установлено, что такую связь можно получить путем предложенной фильтрации изображения муаровых узоров информационно-измерительной системе.

Разработана методика обработки муаровых картин от магнитного поля проводников с отверстием и трещиной, заключающаяся в машинном моделировании при подсчете пикселей и определении коэффициента асимметрии и фрактальной размерности электронно-оптического изображения.

Доказано, что коэффициент асимметрии и фрактальная размерность муаровых картин могут служить мерой оценки исследуемого вокруг дефектов магнитного поля.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

ОБРАТИМАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ В ВЕРШИНЕ ОСТАНОВИВШЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ

Тялин Ю. И., Тялина В. А., Бутягин А. А., Золотова Д. В.

*ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
tyalin@mail.ru*

Обратимость процесса пластической деформации впервые наблюдалась и исследовалась при упругом двойниковании кристаллов кальцита под действием сосредоточенной нагрузки. В этом случае отмечался полный выход двойника из кристалла после снятия внешней нагрузки. Затем подобное поведение материалов было обнаружено в таких явлениях, как термоупругое мартенситное превращение, эффект памяти формы и сверхупругость. Общим для данного круга явлений является наличие внутренних сил различной природы, вызывающих обратимое перемещение дефектов структуры, являющихся носителями пластической деформации. Как правило, это силы неупругого происхождения, связанные с избыточной поверхностной энергией границ раздела. Но в некоторых случаях в роли такого возвращающего фактора могут выступать и упругие напряжения дислокационных скоплений, формируемых в окрестности концентраторов напряжений. Известно, что при торможении или остановке трещины в ее вершине формируется пластическая зона, структура которой зависит от типа разрушающей трещины, условий ее остановки, геометрии образца, свойств материала. На стадии разгрузки образца возможно частичное сваливание испущенных дислокаций в полость трещины.

Настоящая работа посвящена изучению пластического течения в вершине трещины нормального разрыва в щелочно-галоидных кристаллах. Рассматривались трещины, скачкообразно продвигающиеся под действием импульсной нагрузки, и трещины, останавливающиеся в результате бокового откола одной из частей кристалла при его несимметричном сколе. Нарушение симметрии скола сопровождается, как правило, и нарушением симметрии дислокационной структуры в вершине трещины относительно плоскости ее распространения.

Выполнено численное моделирование пластического течения в вершине остановившейся трещины. Пластическая зона представлялась одиночными и симметричными относительно плоскости трещины линиями скольжения, а также полосами из нескольких линий скольжения. Различались два этапа формирования дислокационной структуры: образование линий скольжения в момент остановки трещины, когда образец еще остается нагруженным, и эволюция их после снятия нагрузки. На первой стадии учитывались напряжения от трещины, взаимодействие дислокаций, напряжения трения со стороны кристаллической решетки и напряжения изображения. Процесс эмиссии дислокаций продолжался до тех пор, пока обратные напряжения испущенных дислокаций не превышали напряжения от трещины. Показано, что структура пластической зоны (симметричная или несимметричная) не сильно влияет на размеры и общее количество испущенных дислокаций. На стадии разгрузки образца до половины дислокаций от общего их числа выходят на поверхность скола. Доля обратимой пластической деформации тем выше, чем больше число дислокаций в пластической зоне и меньше величина напряжения трения. Конечное распределение дислокаций имеет явно выраженный максимум на некотором расстоянии от вершины трещины, а у вершины трещины образуется ограниченная бездислокационная зона. Отмечена хорошая корреляция результатов расчета с экспериментом.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОЗ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ

Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Чиванов А. В.,
Чемеркина М. В., Кириллов Р. А.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

Воздействие больших доз рентгеновского излучения на ионные кристаллы и связанные с этим эффекты неоднократно рассматривались в литературе. Влияние малых доз рентгеновского излучения на вещество исследовано не достаточно полно и зачастую приводит к эффектам с противоположным знаком.

В работе исследовали влияние малых доз рентгеновского ($D = 1\text{--}6$ мрад) излучения на пластичность ионных кристаллов.

Исследования проводили на оптически прозрачных монокристаллических образцах LiF размером $2 \times 5 \times 15$ мм с количественным содержанием примесей $10^{-2}\text{--}10^{-3}$ вес %. Дислокации в кристалл вводили воздействием индентора микротвердомера ПМТ-3. Для выявления дислокационной структуры использовали метод химического травления.

В первой серии опытов образцы с введенными дислокациями и выявленной дислокационной структурой подвергались воздействию внешней механической нагрузки, составляющей $3 \cdot 10^5 \text{--} 9 \cdot 10^5$ Н/м².

Во второй серии образцы подвергались одновременному воздействию механического нагружения и малых доз рентгеновского излучения. Для облучения монокристаллических образцов была использована установка ДРОН – 0,5 с медным анодом (длина волны $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$), время облучения 5 мин. Поглощенная доза при этом составила $9,8 \cdot 10^{-4}$ рад.

После повторного травления по появлению остроконечных и плоскодонных ямок выявлялись пробеги винтовых и краевых дислокаций.

Экспериментально наблюдалось увеличение длины пробега краевых и винтовых дислокаций в лучах розеток. Установлено, что длина лучей дислокационных розеток при комплексном воздействии механической нагрузки и рентгеновского излучения была $\sim$ на 20% больше, чем длина лучей, полученных при действии одной механической нагрузки. Наблюдаемый эффект, по-видимому, связан с изменением условий движения дислокаций, в частности, за счет снижения стартовых напряжений.

Предложен механизм понижения стартовых напряжений дислокаций в ЦГК при воздействии малых доз рентгеновского излучения, заключающийся в том, что малые дозы рентгеновского излучения могут вызывать распад дивакансий и приводить к образованию экситонов, которые, взаимодействуя с дислокацией, способствуют огибанию ею стопоров. Вместе с тем, рентгеновское излучение приводит к образованию радиационных дефектов, из чего следует, что эффект разупрочнения будет наблюдаться до тех пор пока $N_0 \geq N_p$ (где N_p – число распадающихся дефектов, а N_0 – число образующихся дефектов), а соответствующие этому условию дозы рентгеновского излучения можно считать малыми.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКИХ ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

Федоров В. А., Пермякова И. Е., Капустин А. Н.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

При исследовании механических свойств металлических стекол (МС) методом микроиндентирования необходимо учитывать малую толщину образцов, их предысторию, параметры получения, особенности аморфного состояния.

В работе использовали образцы МС на основе кобальта и железа, толщина которых изменялась в пределах 25–35 мкм. Микротвердость (H_v) определяли по стандартной методике на приборе ПМТ-3 при различных нагрузках на индентор ($P = 10\text{--}100$ г).

При локальном нагружении пирамидой Виккерса отмечено, что при нагрузке $P < 70$ г (глубина проникновения $1/12 - 1/20$ от толщины лент МС), величина H_v не зависит от P . При нагрузках $P \geq 70$ г значения H_v резко снижаются на 1–2 ГПа, и оценка микротвердости затруднена: а) многочисленными макро- и микротрещинами (на отожженных образцах) или зонами пластической деформации – полосами сдвига (на образцах без отжига), образующимися при вдавливании индентора и сильно искажающими геометрию отпечатка; б) существенным вкладом подложки в результаты измерения H_v , т.е. результаты индентирования исследуемых лент МС можно считать достоверными, если глубина проникновения индентора не превышает 2,5 мкм.

Сопоставление зависимостей микротвердости от температуры отжига при микроиндентировании поверхности ленты МС на основе кобальта и поверхности торцевого сечения говорит об их качественном совпадении. Однако значения микротвердости ниже в объеме, чем на поверхности (на 10–15%), что позволяет сделать заключение о существовании поверхностного слоя с повышенной микротвердостью у исследуемых отожженных лент МС.

При индентировании тонких лент МС имеет место проблема с выбором подложки, которая должна, с одной стороны – обеспечивать плотный контакт с исследуемыми образцами, а с другой – вносить минимальную погрешность в экспериментальные результаты при исследовании свойств МС.

Вместе с тем, локальное нагружение индентором Виккерса с учетом особенностей ленточных образцов МС, позволяет оценить значимый количественный критерий вязкости разрушения – трещиностойкость, используя полуэмпирическое соотношение:

$$K_{Ic} = A(E / H_v)^{1/2} P / C^{3/2}$$

($A = 0,016$ – коэффициент пропорциональности, E – модуль Юнга, H_v – микротвердость по Виккерсу, P – критическая нагрузка появления радиальных трещин, C – длина радиальной трещины). Микроиндентирование в этом случае является перспективным методом механических испытаний, поскольку для тонких лент МС, обычные методы определения трещиностойкости (трех-, четырехточечный изгиб образца с надрезом, внецентренное растяжение, двойное кручение) неприемлемы.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕСПЛОШНОСТЕЙ, ОГРАНИЧЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЯМИ LiF, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ

Федоров В. А., Стерелюхин А. А., Карьев Л. Г.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

Работа посвящена исследованию поведения поверхностей $\{110\}$ и $\{001\}$ LiF, ограничивающих пространство между наложенными друг на друга образцами в условиях нагрева и одновременного воздействия стационарного электрического поля, силовые линии которого ориентированы нормально к исследуемым поверхностям.

Опыты проводились по схеме плоского конденсатора [1]. В результате термоэлектрического воздействия происходило соединение монокристаллов, прочность которого определяли на разрыв. Величины разрывающих напряжений для различно ориентированных поверхностей и различных полярностей системы составляют $\sim 60\text{--}90$ кПа. Отмечено повышение итоговой прочности в случае, когда отрицательно заряженная поверхность, ограничивающая несплошность, являлась ориентированной по плоскости $\{110\}$. Изменения, наблюдаемые на поверхностях несплошности, имеют идентичный характер для различно ориентированных поверхностей.

В температурном интервале собственной проводимости ($T > 800$ К) наблюдали образование локальных монокристаллических наростов (размерами $5 \cdot 10^{-3} \div 3 \cdot 10^{-1}$ мм), соединяющие берега несплошности и наличие участков аморфной фазы [1]. Морфология новообразований зависит от расстояния между плоскостями, рельефа поверхностей и режимов обработки. Во всех случаях наросты появлялись на положительно заряженных поверхностях с последующим образованием перемычки между поверхностями.

Наличие наростов объясняется возникновением в определенных точках поверхности (например, в участках концентрации электрического поля и минимального расстояния между поверхностями) эмиссионного ионного тока. В части кристалла, находящейся на положительном электроде, более подвижные ионы Li^+ перемещаются в направлении внешнего электрического поля. Поверхность трещины при этом заряжается положительно без разрушения кристаллической решетки. Отрицательно заряженная поверхность трещины обедняется положительным зарядом, диффундирующим к отрицательному электроду. Межионные кулоновские силы и внешнее электрическое поле способствуют отрыву ионов F^- [2], что приводит к разрушению поверхностных слоев кристалла. В результате рекомбинационной кристаллизации на положительно заряженной поверхности происходит образование наростов. Достигнув противоположной отрицательно заряженной поверхности, нарост образует перемычку. В этих участках наблюдается восстановление сплошности.

1. Meksichev O.A., Karyev L.G., Fedorov V.A., Sterelukhin A.A. Generation of the Amorphous - crystalline Phase on Surface of Alkali-halide Crystals by Thermoelectric Effect // ICSC, 2003.– Vol. 2.– P. 503-510.
2. Фриш С.Э., Тиморева А.В. Курс общей физики. Т. II. – М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1958. – 509 с.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759)

ЭЛЕКТРОННОМИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ ОБРАЗОВАНИЯ ϵ -МАРТЕНСИТА В ЖЕЛЕЗОМАРГАНЦЕВОМ СПЛАВЕ Г20

Журавель Л. В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия

ojv@ssu.samara.ru

Исследование тонкой кристаллической структуры железомарганцевого сплава Г20 проводилось на электронном микроскопе с использованием тонких фольг на про-свет.

С помощью приставок для высокотемпературных исследований было изучено формирование гексагональной структуры ϵ -мартенсита в процессе $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения в сплаве Г20. Фольга нагревалась в специальной микропечи от комнатной температуры до температуры выше $M_n^{\epsilon \rightarrow \gamma}$ превращения. По мере нагрева фольги наблюдалось растворение дефектов упаковки в γ -твердом растворе. При температуре 180–200 °С начинает происходить процесс $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращения, и при температуре ~ 240 °С структура сплава представляет собой γ -твердый раствор, что подтверждается расшифровкой электронограмм, полученных при этих температурах. Обратный процесс $\gamma \rightarrow \epsilon$ происходит с образованием дефектов упаковки в γ -твердом растворе, концентрация которых увеличивается с понижением температуры. Увеличение плотности дефектов упаковки приводит к смене ГЦК-решетки на ГПУ-решетку. Другими словами, увеличение плотности дефектов упаковки в ГЦК-решетке реализует $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение, т.е. образование ГПУ ϵ -мартенсита.

С использованием наклона образца с помощью гониометрического устройства выявило особенности строения гексагонального ϵ -мартенсита. Так, при сдвиговом превращении могут образовываться как тонкие однородные пластины ϵ -мартенсита, так и довольно дефектные.

Таким образом, рассматривая особенности формирования гексагонального ϵ -мартенсита можно сделать вывод, что при $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращении дефекты упаковки в γ -твердом растворе сплава Г20 являются зародышами гексагональной фазы, и увеличение их плотности реализует ее структуру.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПАЯНОГО СОЕДИНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ 08X14АН4МДБ С УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛЬЮ

Капуткин Д. Е., Краснощеков М. В., Шустиков А. Г.

МИСиС (Технологический университет), Москва, Россия,

maxkrut2000@mail.ru

Исследованы влияние скорости охлаждения при закалке и режимов отпуска на фазовый состав, структуру и твердость стали 08X14АН4МДБ, содержащей 0,14 мас.% N. После закалки структура мартенситно-аустенитная. Показано, что отпуск в интервале 250 – 400 °С приводит к старению и уменьшению объемной доли остаточного аустенита (максимальная твердость $HV = 5240$ МПа наблюдается после отпуска 300 °С,

30 мин.), при более высоких температурах наблюдается перестаривание. Холодная прокатка стали 08X14АН4МДБ приводит к наклепу и образованию мартенсита деформации. Отпуск при температурах до 400 °С приводит к повышению твердости (максимальная твердость $HV = 5750$ МПа наблюдается после прокатки с общей истинной логарифмической деформацией -0,37 и отпуска 400 °С, 30 мин). При отпуске 450–500 °С протекает обратное мартенситное превращение, поэтому количество остаточного аустенита увеличивается, и твердость снижается.

Пайка латунным припоем пластин стали 08X14АН4МДБ (1 мм) и Ст3 (4 мм) позволяет получить слоистый материал. В ходе охлаждения на воздухе после пайки происходит закалка с частичным самоотпуском стали 08X14АН4МДБ.

Холодная прокатка слоистого материала возможна до суммарного обжатия 20%, при большем обжатии возможно расслоение. Прочность материала с увеличением степени обжатия от 0 % до 20 % после отпуска 400 °С, 30 мин на максимальную твердость стали 08X14АН4МДБ ($HV = 5900$ МПа) повышается: σ_b – от 510 до 640 МПа, $\sigma_{0,2}$ – от 250 до 600 МПа, а пластичность хотя и снижается с 35 до 20%, но остается на довольно высоком уровне.

Методом рентгеноспектрального микроанализа исследованы диффузионные процессы, протекающие в припое и прилегающих к нему зонах сталей, во время пайки и отпуска.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ РЕЗЬБОВОГО СОЕДИНЕНИЯ С ПОВЕРХНОСТНО-МОДИФИЦИРОВАННЫМ СЛОЕМ СПЛАВА С ЭПФ С УЧЕТОМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ

Бледнова Ж. М., Степаненко М. А.

Кубанский государственный технологический университет, г.Краснодар, Россия

blednova@mail.ru, stepanenko_maya@mail.ru

Высокая стоимость сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) сдерживает их использование в той области техники, где наряду с уникальными характеристиками важно экономически обоснованное применение. Методы поверхностного модифицирования сплавами с памятью традиционных материалов и деталей позволяют компенсировать этот недостаток. Так, использование особых свойств поверхностных слоев резьбовой части крепежа из сплавов с ЭПФ позволяет значительно расширить его функционально-механические возможности. Практически все современные машины включают в себя ответственные резьбовые детали, условия работы которых требуют обеспечения высокой прочности и повышения механических свойств резьбы. Одним из основных недостатков резьбовых соединений является нестабильность величины предварительной затяжки, которая самопроизвольно изменяется в процессе эксплуатации. Несмотря на применение специальных типов гаек, вибрации часто становятся причиной ослабления соединения и не обеспечивают длительной, надежной эксплуатации. При большом числе таких соединений повышается вес конструкции.

Сплав с памятью обеспечивает равномерное распределение нагрузки по всей резьбе (за счет заполнения сплавом с ЭПФ в процессе восстановления формы образующихся межвитковых зазоров); герметизацию и защиту резьбы от коррозии; фиксацию резьбового соединения (предотвращается самоотвинчивание под воздействием

вибраций, ударных нагрузок). Указанные преимущества позволили разработать новый способ изготовления болтового соединения¹, в котором существующий технологический процесс дополняется операциями поверхностного модифицирования, включающими нанесение на рабочую часть заготовки болта сплава с ЭПФ. В процессе формирования такой резьбы на каждом этапе учитывается механизм наследования как совокупность механических и функциональных свойств. Предложенное техническое решение позволяет существенно снизить вес конструкции, т.к. возможно соединение без гайки за счет обеспечения материалом покрытия посадки с натягом. В качестве технологий сплавов с ЭПФ для получения покрытий с заданными свойствами с использованием порошков марок ПНК1-ВЛ7, ПТЭМ-1, ПН55Т45 разработаны методы наплавки (аргонодуговая, лазерная) и напыления (плазменное, термический перенос масс). Толщина поверхностных слоев варьировалась 0,25÷3мм. Формирование резьбы на рабочей части болта для обеспечения необходимых физико-механических и функциональных свойств необходимо проводить по методу холодной пластической деформации – накатывания наружной резьбы в температурном интервале $M_s - M_f$. С учетом факторов технологического наследования МКЭ произведена оценка напряженно-деформированного состояния для разработанной с помощью программы SolidWorks геометрии профиля резьбы при использовании пакета моделирования и конечно-элементного анализа MSC/NASTRAN for Windows. Исследования проведены для резьбы М10×1,25, сформированной на стали 30ХГСА с поверхностным слоем из сплава TiNi толщиной 1,5мм, в зависимости от степени пластической деформации в резьбе и результирующих остаточных технологических напряжений.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Бледнова Ж. М., Мышевский И. С.

Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар, Россия

blednova@mail.ru, myshevsky@mail.ru

Повышение долговечности сварных соединений всегда было и остается одной из важных и актуальных задач при проектировке конструкций. Возрастающие с каждым годом требования к эксплуатационным характеристикам сварных соединений диктуют свои условия, выполнение которых возможно лишь при комплексном подходе к решению задачи.

Перспективным методом, позволяющим контролировать и управлять свойствами материалов, в частности, сварных швов, является легирование. В этой связи рассмотрено влияние легирующих добавок на основе материалов, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), на фазовый состав сварных соединений.

Произведен расчет диаграмм состояния Fe–Ni–Ti при температурах $T = 300, 400, 500, 600, 700, 800, 900, 1000, 1100$ К. Все диаграммы состояния содержат промежуточные фазы Лавеса типа C14. При температурах ниже 700 К фазовые области практически не изменяют своих границ, фазовых превращений не происходит. При температурах выше 700 К происходит расслаивание TiNi + LavesC14 + Ni₃Ti с образованием фазы LavesC14 + Ni₃Ti, однако сама область TiNi + LavesC14 + Ni₃Ti практически не изменя-

¹ Патент РФ № 2256108. Способ изготовления болтового соединения для работы в условиях вибраций / Ж.М. Бледнова, Н.А. Махутов, М.И. Чаевский. Приор. от 22.12.2003 г.

ет своих размеров на диаграмме. С увеличением температуры прослеживается тенденция расширения зоны TiNi + LavesC14, что говорит о вытеснении интерметаллида Ni₃Ti в область с большим содержанием никеля. При температурах $T = 900$ К происходят превращения ОЦК $\rightarrow$ ГЦК и перестройка с интенсивным возникновением фаз с кубической плотноупакованной структурой, обладающих упрочняющим эффектом. Присутствие фаз Лавеса типа C14 на основе железа при повышенных температурах ($T = 1000$ К) говорит о стабильном структурном состоянии системы и об упорядочении первоначально неупорядоченных твердых растворов (т.е. образовании сверхструктур дальнего порядка).

Исследования характеристик прочности и пластичности проводились на образцах (и их сварных соединениях) из листовой стали 12X18H10T толщиной 1 мм. Легирующим компонентом являлся сплав ТН1. Последующая обработка сварного соединения включала изотермический отжиг в среде аргона и обкатку роликами. Определены режимы, позволяющие приблизить прочностные характеристики соединения, легированного сплавом ТН1, к характеристикам прочности основного материала, сохранив при этом параметры пластичности на высоком уровне.

$$\sigma_B(I, Q, P, T) = 635,59 - 0,1I^2 - 4Q - 0,04P - 0,01T + 0,15I/Q + 0,008QP,$$

$$\epsilon(I, Q, P, T) = 29,78 + 0,21Q - 0,005P + 0,01T,$$

где I – рабочий ток (А); Q – массовая доля легирующего компонента в сварном шве (%); P – усилие обкатки (кгс); T – температура изотермического отжига в среде аргона ($^{\circ}\text{C}$).

Анализ кривых малоциклового усталости показал значительное увеличение числа циклов (в 1,3–1,7 раз) до разрушения для образцов, сваренных по отработанной технологии, при амплитудах напряжений от 230 до 300 МПа. Численный анализ напряженно-деформированного состояния определил оптимальные режимы получения сварного соединения $I = 65$ А, $Q = 21$ %, $P = 1500$ кгс, $T = 900$ К, хорошо коррелирующие с результатами эксперимента.

СПОСОБ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА РЕЗЕРВУАРОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ НЕФТЕПРОДУКТОВ

Бледнова Ж. М., Вотинов А. В., Чаевский М. И.

Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия

blednova@mail.ru; blednova@kubstu.ru

Основным фактором, ограничивающим долговечность сталей, находящихся в контакте с нефтепродуктами, после определенного срока эксплуатации в условиях воздействия влаги, колебаний температуры и механических напряжений, является коррозионное разрушение в условиях малоциклового нагружения. В основе предлагаемого способа оценки остаточного ресурса лежит предположение о том, что относительный рост дефекта при малоцикловом нагружении равен относительному числу циклов нагружения (рис.1, кривая 1) $l/l_k = N/N_k = a_{cm}$, где l и l_k – текущий и критический размер трещины, N и N_k – текущее и критическое число циклов, a_{cm} – структурная активность. В действительности, реальные металлы, особенно при воздействии активных сред, мо-

гут иметь существенно отклонение от линейности, причем как положительное, так и отрицательное.

Для экспериментальной проверки сформулированных положений проведены исследования кинетики роста трещин (рис. 2) на образцах из стали 09Г2С с поперечным сечением 80×3 мм и длиной 400 мм с центральным отверстием и имитатором трещины $l = 8$ мм, $a = 0,12$ мм.

Из графиков, представленных на рис. 1 и 2, следует, что при $N_k = 46 \cdot 10^3$ циклов и $l_k = 20$ мм и принятом $N/N_k = 0,8$ текущее число циклов составит $N = 36,8 \cdot 10^3$. При числе циклов $36,8 \cdot 10^3$ по рис. 2 определяем длину трещины, которая составляет 6,3 мм. Отношение этой величины к l_k равно 0,315. По значениям l/l_k и N/N_k построена кривая живучести стали 09Г2С при испытании на воздухе и в мазуте. Анализ этих кривых показывает, что при $a_{ст} = l/l_k = 0,3$ отношение N/N_k составляет 0,8, т.е. снижение живучести на 30 % происходит при достижении 80 % критической долговечности. При контакте с мазутом трещина достигает такого же размера при $N = 0,72N_k$, т.е. ресурс снижается на 8 % по сравнению с испытанием на воздухе.

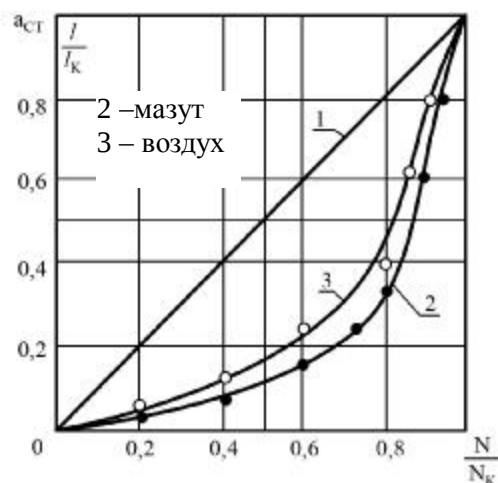


Рис. 1. Диаграмма живучести стали 09Г2С

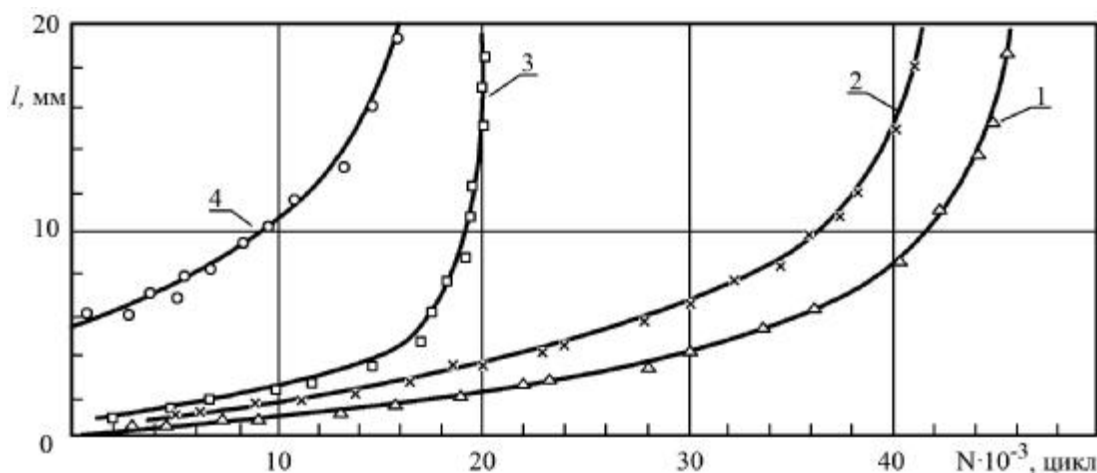


Рис. 2. Кривые роста трещин при малоцикловом нагружении для стали 09Г2С.
1 – воздух; 2 – мазут; 3 – 3 % раствор NaCl; 4 – начальная трещина 5 мм

На основании проведенных опытов можно считать, что с учетом реальной загрузки резервуаров, сталь 09Г2С может надежно работать в контакте с нефтепродуктами в течение до 50 лет. Только за это время может образоваться трещина критических размеров. Однако в сталях могут быть дефекты различного происхождения. При наличии в материале трещины глубиной 5 мм (рис. 2) срок службы сократится на 25 лет. Поэтому необходимо обеспечить мониторинг за образованием дефектов. Для осуществления мониторинга предложено новое техническое решение (Патент на полезную модель № 49265).

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВТОРЫХ ФАЗ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 08X18H10T

Оленева О. А., Попов А. А., Россина Н. Г., Медведева И. В.

УГТУ – УПИ, Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru

Одним из способов повышения качества труб из стали 08X18H10T является получение более однородной структуры вследствие растворения имеющихся в исходной заготовке вторых фаз. В работе методами оптической и МРСА изучены вторые фазы в стали 08X18H10T и показано влияние ТМО на структуру и свойства. В состоянии поставки в стали наблюдали выделения трех типов: в форме пластин длиной 2...5 мкм и толщиной 0,5...1 мкм, расположенные как по одной, так и скоплениями по 3...6 шт.; прямоугольной формы размерами 4...6 мкм. Также присутствуют выделения округлой или треугольной формы, размерами 1...4 мкм, расположенные, в основном, по границам зерен. Они однозначно идентифицированы как карбиды хрома.

Обработка состояла из следующих операций: нагрев заготовки $T = 1130...1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 65$ мин.; горячая прокатка (прошивка $T = 1180...1210\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 10$ сек., обкатные машины $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, подогрев в печи $T = 1100...1130\text{ }^{\circ}\text{C}$, калибровочный стан, общее время цикла горячей прокатки ≤ 10 мин); отжиг горячекатаной трубы после обточки и расточки: температура по зонам 1080, 1060 и 1040 $^{\circ}\text{C}$, скорость 0,5–0,6 м/мин, длина печи 7,6 м.

Выявлено, что после ТМО карбиды хрома не наблюдаются, что объясняется нагревом образцов до температур выше $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, при которых они растворились. Выделения прямоугольной формы являются карбонитридами титана $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, а выделения пластинчатой формы идентифицированы как сульфиды титана TiS , (рис. 1). Данные химического анализа частиц подтверждаются съемкой образца в характеристических излучениях различных элементов: однозначно наблюдается повышение содержания в частицах Ti и S .



Рис.1. Частицы TiS и $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$

Для растворения частиц $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ и TiS был проведен нагрев до $T = 1200, 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60$ мин. Изменений в количестве выделений вторых фаз фактически не выявлено, однако наблюдается заметный рост зерна с 10...15 мкм до 50...80 мкм ($T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$) и 1...2 мм ($T = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$). Изучение коррозионной стойкости стали с различной структурой на стандарт NACE ТМО177-96 показало, что растворение карбидов хрома благоприятно сказывается на коррозионной стойкости материала.

Таким образом, установлено, что методами ТМО в интервале температур 1180–1250 $^{\circ}\text{C}$ не удастся избавиться от выделений $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ и TiS , однако технологическая пластичность и качество труб заметно улучшается после растворения карбидов хрома.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ВЯЗКОСТЬ АМОРФИЗУЮЩИХСЯ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ АІ–ПМ–РЗМ

Меньшикова С. Г., Бельтюков А. Л., Ладьянов В. И.

ФТИ УрОРАН, г.Ижевск,
las@pti.udm.ru

Аморфные сплавы на основе Al (80–90ат.%) в сочетании с переходными (ПМ) и редкоземельными металлами (РЗМ) в последние годы вызывают особый интерес у исследователей. Такие материалы обладают превосходными эксплуатационными свойствами, в частности, высокой коррозионной стойкостью и пластичностью. Прогресс в использовании аморфных сплавов, как перспективных материалов, связан с возможностью влияния на формирование их структуры в процессе сверхбыстрой закалки расплава за счет оптимизации технологических режимов их получения, включающих температуру и время выдержки в жидком состоянии. При выборе этих режимов необходимо учитывать возможность структурных превращений и релаксационных процессов в расплаве, индикатором которых являются температурные и временные зависимости структурно-чувствительных свойств, в частности, вязкости. Наиболее простым способом перевода расплава в состояние равновесия является его термовременная обработка.

В работе методом затухающих крутильных колебаний в варианте Швидковского исследованы температурные и временные зависимости кинематической вязкости расплавов $Al_{92}Ni_8$, $Al_{86}Ni_8La_6$, $Al_{86}Ni_8Ce_6$, $Al_{87}Ni_8Y_5$, $Al_{86}Ni_6Co_2Gd_4Y_2$, $Al_{86}Ni_6Co_2Gd_4Tb_2$ в интервале от ликвидуса до 1300 °С. Измерения проводили в защитной атмосфере очищенного гелия в цилиндрических тиглях из Al_2O_3 внутренним диаметром 16 мм и высотой 40 мм с двумя торцевыми поверхностями. Общая среднеквадратичная ошибка измерения не превышает 4% при ошибке единичного измерения не более 2,5%.

Для всех расплавов, кроме $Al_{92}Ni_8$, на политермах в режиме нагрева наблюдается относительно резкое уменьшение вязкости и ее гистерезис при последующем охлаждении. Уменьшение времени выдержки на каждой температуре приводит к смещению температуры начала гистерезиса в сторону больших температур. Для расплавов $Al_{92}Ni_8$ отсутствует ветвление политерм нагрева и охлаждения.

С целью выяснения условий, при которых наблюдается гистерезис, были исследованы временные зависимости вязкости в течение длительных изотермических выдержек при различных перегревах относительно ликвидуса. Все полученные кривые имеют немонотонный характер: на фоне убывающей зависимости вязкости с течением времени наблюдается ярко выраженный максимум.

Обнаруженные немонотонные релаксационные процессы, происходящие в расплавах после фазового перехода кристалл-жидкость, по-видимому, связаны с распадом неравновесного микрогетерогенного состояния расплавов, унаследованного от многофазного твердого образца. Показано, что для перехода расплавов в равновесное состояние необходимы длительные изотермические выдержки, при этом повышение температуры расплава приводит к снижению времени его релаксации. Полученные результаты могут быть использованы для оптимизации температурных режимов подготовки расплава при получении аморфных материалов на основе алюминия.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта № 04-03-96020 РФФИ Урал.

КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ

Чаусов Н. Г., Пилипенко А. П., Параца В. Н.

Национальный аграрный университет, г.Киев, Украина
chausov@nauu.kiev.ua

Авторами получены новые данные по снижению сопротивления сталей разных классов пластическому деформированию в результате динамических перегрузок [1–3].

Для понимания тонких физических процессов, протекающих в сталях в процессе динамических перегрузок, в данной работе представлены результаты комплексной оценки структурного состояния малоуглеродистой и реакторной сталей при статическом растяжении и при сложном режиме нагружения (статическое растяжение – динамическая перегрузка – статическое растяжение) тремя независимыми методами: с использованием феноменологической модели накопления повреждений, методами просвечивающей электронной микроскопии и АЕ – сканирования.

Установлено, что динамические перегрузки различной интенсивности заметно влияют на структурное состояние сталей по сравнению со статическим растяжением. В частности, по данным оценки плотности дислокаций в матрице сталей при исследуемых режимах нагружения можно сделать вывод, что в процессе динамических перегрузок происходит размягчение матрицы сталей и, соответственно, по данным всех трех независимых методов, что степень разрыхления сталей после динамических перегрузок становится существенно выше по сравнению со статическим растяжением.

Особенности такого неоднозначного поведения сталей в процессе действия динамических перегрузок можно связать, в первую очередь, с адиабатическим разогревом материалов в так называемых полосах адиабатического сдвига и с одновременной сменной структуры сталей на мезоуровне.

Измерить «внутреннюю» температуру разогрева материала в процессе действия динамических перегрузок существующими методами вряд ли возможно.

Однако специально проведенные опыты по измерению упругих характеристик сталей при статическом растяжении и при динамических перегрузках показали, что такие характеристики могут отличаться на порядки, естественно, в сторону их уменьшения при динамических перегрузках.

Заслуживает особого внимания факт установления стойких корреляционных связей между данными разных методов оценки структурного состояния исследованных сталей при различных режимах нагружения: плотностью дислокаций и акустической эмиссией, акустической эмиссией и деформацией разрыхления.

1. M.G. Chausov, A.P. Pylypenko. Laws of Deformation Processes and Fracture of Plastic Steel From the Point of View of Dynamic Overloading. - *Mechanika*. – 2005.- Nr. 4 (54).- P. 24-29.
2. Чаусов Н.Г., Недосека С.А., Пилипенко А.П. Комплексная оценка поврежденности пластичных материалов при различных режимах нагружения // *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*. – 2004. - № 3. - С. 16–21.
3. Чаусов Н.Г., Пилипенко А.П.. Кинетика разрушения металлов при сложных режимах нагружения // *Вестник Уральского государственного технического университета – УПИ*. - №22(52). - 2004. - С. 118-124.

ВЛИЯНИЕ И РОЛЬ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ ВТ5-1

Бердин Н. В., Бердин В. К.*

Уфимский Государственный Авиационный Технологический Университет, г.Уфа

* Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа

berdin@anrb.ru

Одним из наиболее эффективных способов повышения технологических свойств жаропрочных титановых сплавов является горячая пластическая деформация. Благодаря развитию процессов динамической рекристаллизации, в деформируемом материале происходит изменение исходной микроструктуры, которая и определяет снижение напряжений течения и повышение пластичности обработанных заготовок. В настоящее время считается, что на протекание процесса горячей пластической деформации значительное влияние оказывает девиаторная компонента тензора напряжения, отвечающая за процесс изменения формы тела. При этом рассмотрению влияния шаровой компоненты тензора напряжения, влияющей на изменение объема тела в процессе пластического течения материала, уделяется недостаточно внимания.

В этой связи, в настоящей работе на примере однофазного α -титанового сплава ВТ5-1 проведено исследование влияния относительного гидростатического давления сжатия K на механическое поведение и развитие процессов рекристаллизации в ходе горячей пластической деформации. Параметр относительного гидростатического давления сжатия является параметром шаровой компоненты тензора напряжения, и его определяли по формулам:

$$K = \frac{\sigma_{cp}}{T};$$
$$T = \frac{1}{\sqrt{6}} \sqrt{(s_1 - s_2)^2 + (s_2 - s_3)^2 + (s_3 - s_1)^2};$$
$$\sigma_{cp} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3};$$

где s_1, s_2, s_3 – главные напряжения.

Значения главных напряжений находили из результатов конечно-элементного анализа. В качестве базового программного продукта при выполнении моделирования использовали программный продукт DEFORM3D. Изменение относительного гидростатического давления сжатия осуществляли путем изменения геометрии образца. Выбирали образцы одинакового диаметра ($d_1 = d_2 = d_3 = 12,0$ мм) с различной высотой ($h_1 = 4,0$ мм, $h_2 = 8,0$ мм, $h_3 = 15,0$ мм). Механические испытания одноосным сжатием проводили в следующем температурно-скоростном интервале: $T = 800-925$ °С, $\dot{\epsilon}_1 = 4,0 \times 10^{-5} \div 6,0 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Образцы деформировали до степени высокой деформации $\epsilon = 60\%$;

Результаты количественного и качественного металлографического анализа показали, что при больших значениях гидростатического давления зарождение центров рекристаллизации происходит по всему объему образца. При меньших значениях гидростатического давления зарождение центров рекристаллизации происходит интенсивнее в центральной зоне, а в застойной зоне процесс рекристаллизации отсутствует. В первом случае размер зерен рекристаллизованной структуры был больше, а их количество

– меньше, чем во втором случае, когда размеры зародышей были меньше, а их количество – существенно больше.

Таким образом, гидростатическое давление сжатия замедляет скорость зарождения зародышей, но способствует равномерному распределению их по всему объему образца. Гидростатическое давление не оказывает значительного влияния на линейную скорость роста рекристаллизованных зерен.

ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ОТОЖЖЕННОЙ СТАЛИ 45

**Горкунов Э. С., Саврай Р. А., Макаров А. В., Смирнов С. В.,
Задворкин С. М., Роговая С. А.**

*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
ras@imach.uran.ru*

В большинстве машин и конструкций детали работают в условиях циклически изменяющихся нагрузок с правильно или неправильно чередующимися циклами и различным уровнем напряжений в циклах. Соответственно, уровень напряжений на разных режимах может колебаться в широких пределах и превышать не только предел выносливости, но и предел текучести материала, в результате чего в деталях возникают пластические деформации. Это существенно затрудняет изучение сопротивления усталости, прогнозирование долговечности и определение остаточного ресурса, требует огромного экспериментального материала и проведения натурных испытаний. Необходимо использование таких методов, которые бы не сводились только к накоплению экспериментальных данных, но и позволяли бы приблизиться к пониманию физических основ явлений усталости. В этой связи перспективно применение неразрушающих методов контроля.

В данной работе исследовали влияние циклического нагружения при пульсирующем цикле с контролируемой величиной общей деформации отожженной стали 45 на изменение ее магнитных характеристик. В результате работы получены зависимости, описывающие изменение коэрцитивной силы, остаточной магнитной индукции для предельной петли и для частных петель магнитного гистерезиса в зависимости от числа циклов нагружения (величины накопленной пластической деформации) при циклическом нагружении в области малоциклового усталости. Установлены зависимости остаточных механических свойств от числа циклов нагружения (величины накопленной пластической деформации) и устойчивые корреляционные связи между коэрцитивной силой, измеренной на частных петлях магнитного гистерезиса в слабых полях (область Релея), и остаточным удлинением.

Таким образом, чувствительность рассматриваемых физических характеристик к величине пластической деформации в области как больших, так и малых деформаций свидетельствует о возможности контроля пластической деформации, накопленной при циклическом нагружении, по значениям магнитных параметров.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПОДСЛОЯ НА СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКОЙ

Трекин Г. Е., Шевченко О. И. Скопин П. Н. Фарбер В. М.*

*Нижнетагильский филиал Уральского государственного технического университета,
г.Нижний Тагил, Россия,
shevchenko_oleg@mail.ru*

**Уральский государственный технический университет, Екатеринбург, Россия*

Показано, что первичную структуру наплавленного слоя можно регулировать через введение добавок в сварочную ванну из технологического подслоя, наносимого на подложку методом электроискрового легирования. В качестве материалов подслоя были выбраны вольфрам и сплав ВК-6. Подслоем усиливает процесс самопроизвольной кристаллизации, увеличивая число зародышевых центров, и выполняет экранирующую функцию, ограничивая долю участия основного металла в наплавленном (ψ).

Для наплавленных слоев, по составу близких к быстрорежущим сталям, характерно образование следующих зон кристаллизации: дисперсные кристаллы, ориентированные дендриты, разориентированные дендриты. Наплавка на подслоем уменьшает размеры структурных составляющих на 15–30%, а одновременное повышение тепловой мощности процесса приводит к снижению размеров зоны ориентированных дендритов. В покрытиях систем Ni–Cr–C–B–Si, Fe–Cr–C(–B), нанесенных со значительным проплавлением подложки (при $\psi = 20\text{--}25\%$), строение кристаллизационных зон подобно. Параметры наплавки и кристаллизации играют более существенную роль в формировании макроструктуры покрытий, чем их химический состав.

При минимальном проплавлении подложки в наплавленном слое образуется полиэдрическая структура. При этом обнаружено увеличение зоны дисперсных структурных составляющих до 0,3–0,5 высоты валика, а также уменьшение размеров карбоборидов на 40 % для вольфрамового подслоя и 35% для ВК6. В целом, в покрытиях отмечено увеличение объемной доли вторых фаз.

Ультразвуковые колебания (УЗК), вводимые в сварочную ванну во время наплавки, кроме диспергирования структуры, приводят к изменению размеров зон кристаллизации. Совместное действие УЗК и наплавки на подслоем из вольфрама позволяет полностью избежать появления зоны столбчатых ориентированных дендритов. Наибольшее измельчение структурных составляющих отмечено в области узла колебаний стоячей ультразвуковой волны.

Твердость покрытий с технологическими слоями из ВК6 и W при наплавке с максимальным тепловложением больше, чем у покрытий без подслоя, в среднем ~ 10 HRC. Это обусловлено снижением доли участия с 25...30% до 19...20%, а также легированием покрытия. Распределение микротвердости показывает увеличение доли твердых составляющих, как при наплавке на подслоем, так и при совмещении процесса с наложением УЗК. Наиболее выражено смещение максимума распределения в область высоких значений в области узла колебаний стоячей ультразвуковой волны.

Технологический подслоем из вольфрама увеличивает трещиностойкость наплавленного покрытия на 23–37% при наплавке без подогрева и на 15% – при наплавке с подогревом; эффект снижается с ростом тепловой мощности дуги. При этом уменьшается суммарная ширина раскрытия трещин, что связано со снижением уровня остаточных напряжений, а также повышением предела прочности наплавленного металла.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА НАПЛАВЛЕННОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Трекин Г. Е., Шевченко О. И.

*Нижнетагильский филиал Уральского государственного технического университета,
г. Нижний Тагил, Россия,
shevchenko_oleg@mail.ru*

Режущий слой Р6М5, нанесенный плазменно-порошковой наплавкой, характеризуется высокой твердостью и красностойкостью. Это обусловлено высокой скоростью охлаждения, следовательно, большим содержанием легирующих элементов в матрице и присутствием в структуре дисперсных карбидов, несмотря на значительную долю остаточного аустенита. Введение ультразвуковых колебаний (УЗК) при наплавке несколько снижает содержание остаточного аустенита и приводит к измельчению структурных составляющих, улучшая свойства наплавленного металла.

По результатам испытаний инструмента чистового точения обнаружено, что средняя стойкость для кованых резцов со стандартной термической обработкой минимальна и совпадает с ресурсом работы инструмента, наплавленного без УЗК и термической обработки. Воздействие на сварочную ванну ультразвуком с амплитудой до $\xi = 9$ мкм приводит к снижению интенсивности износа режущей части и увеличению времени работы резца. При испытаниях отмечена низкая стойкость наплавленного инструмента на операциях точения с ударами. Для её повышения предложено провести термическую обработку. Наибольшее увеличение твердости покрытия до 2...5 HRC происходит после первого отпуска ($T = 560$ °С; выдержка 1 час), второй отпуск увеличивает твердость в среднем на 1...2 HRC. Дальнейшее повышение числа отпусков к изменению свойств не приводит. Наибольшей твердостью и красностойкостью после термической обработки обладают покрытия, наплавленные в узле УЗК.

Исследования распределения микротвердости по высоте покрытия показали повышение доли твердых структурных составляющих. Разброс значений микротвердости расширяется; при этом формируется распределение, аналогичное полученному для кованой быстрорежущей стали, прошедшей стандартную термическую обработку (закалка + трехкратный отпуск). Отпуск режущего слоя, наплавленного с УЗК, приводит к увеличению средней микротвердости при незначительном уменьшении дисперсии её значений. Это свидетельствует о более интенсивном выделении карбидов, меньшем отпуске мартенсита и дисперсности структурных составляющих.

Анализ кривых износа показывает, что среди резцов, прошедших термическую обработку, покрытия, наплавленные с ультразвуковым воздействием, проявляет лучшую стойкость по сравнению с наплавкой без УЗК. Двукратный отпуск наиболее эффективно повышает стойкость наплавленного режущего инструмента резцов.

Таким образом, по показателям красностойкости и износостойкости наплавленный с УЗК режущий инструмент превосходит резцы, изготовленные по традиционной технологии. Предложено при восстановлении режущего инструмента проводить наплавку с применением УЗК в области узла стоячей волны. Стойкость инструмента чистового точения с наплавленной режущей гранью без термической обработки превосходит цельнокованый резец с классической термообработкой в 3 раза. Испытания резцов с наплавленной режущей частью в условиях точения с ударами, подтвердили целесообразность отпуска и увеличение стойкости инструмента в среднем в 1,8...2 раза.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti–5Al–5Mo–5V ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рюмшина Т. А., Волкова Г. К., Лоладзе Л. В., Константинова Т. Е.

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины,
Донецк, Украина*
tatjana@konstant.fti.ac.donetsk.ua

В последнее время исследования больших или интенсивных пластических деформаций материалов вызывают все больший интерес [1]. Было обнаружено, что с их помощью можно добиться уменьшения элементов структуры вплоть до нано- и субмикро-размеров, что приводит к существенному изменению свойств материалов. Как показали исследования [2], накопить большую деформацию в материале можно с помощью таких процессов, как винтовая экструзия, равноканальная угловая экструзия и др. Эволюция структуры, происходящая при воздействии сложных видов нагружения и интенсивных деформациях, для многих материалов практически не исследовалась, поэтому работы в этом направлении представляют интерес.

В настоящей работе с помощью методов рентгенофазового анализа (РФА) и оптической металлографии (ОМ) проведено исследование структуры сплава VT22 (Ti–5Mo–5Al–5V) подвергнутого горячей винтовой экструзии (ГВЭ) по технологии, описанной в работе [2]. Исходный образец, изготовленный в виде цилиндра диаметром 27 мм со срезанными боковыми поверхностями и имеющий однофазный состав (100% β -фазы), после предварительного нагрева при 700 °С в течение 20 мин деформировался жидкостью высокого давления (ВД) сквозь специальную матрицу, которая обеспечивала поворот образца вокруг собственной оси до деформаций $\epsilon = 0,7$. Для выявления особенностей влияния ВД проведено сравнение структур с контрольным образцом, прошедшем аналогичную термообработку, но без винтовой экструзии.

Установлено, что совместное действие высокого давления и температуры привело к увеличению доли выпадающей второй α -фазы и к изменению ее морфологии. Если в контрольном образце α -фаза выделялась в виде эллиптических частиц размером ~10 мкм, а ее общее количество составляло 49%, то после ГВЭ доля частиц α -фазы повышалась до 55%, и наблюдалось два типа выделений: в виде тонких пластин мартенсита деформации и мелкодисперсных частиц размером около 300 нм. Измерения ширины рентгеновских линий показали, что при ГВЭ в β -фазе напряжения возрастали, а в α -фазе уменьшались по сравнению с контрольным образцом.

Обнаружено, что ГВЭ приводит к существенному изменению механических свойств сплава. Так, если твердость в исходном состоянии была 360 кГ/мм², то в контрольном образце она выросла до 440, а в ГВЭ – до 400 кГ/мм². Прирост твердости в сплаве после ГВЭ ниже, но зато существенно увеличивается пластичность: до $\epsilon = 0,7$ (в контрольном образце $\epsilon = 0$). Наблюдаемое изменение свойств обусловлено формированием при ГВЭ мелкодисперсной структуры, благодаря совместному действию температуры и особой схемы нагружения.

1. Материалы совещания «NATO ARW Nanostructured Materials by High-Pressure Severe Plastic Deformation», ДФТИ, Донецк, Украина, (2003).
2. Я.Е.Бельгейзимер, В.Н.Варюхин, Д.В.Орлов, С.Г.Сынков. ДонФТИ, Донецк, Украина, (2003).

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТОЙ И НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ, ФОРМИРУЕМОЙ В ПРОЦЕССЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ НА СОРТОВЫХ СТАНАХ

Радионова Л. В., Дубровский Б. А.*

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

RadionovaLV@rambler.ru

**ОАО “Магнитогорский металлургический комбинат”*

Как известно, основными путями улучшения качественных характеристик сортового проката являются: микролегирование стали, применение контролируемой прокатки и термическое упрочнение.

Реально существующие технологические процессы на конкретных сортовых станах характеризуются большим разнообразием диапазона изменения технологических параметров, различные сочетания которых могут привести к совершенно разным конечным механическим свойствам даже для одной и той же марки стали и типоразмера профиля. На основании современных представлений о количественном описании закономерностей структурных и фазовых превращений в стали при ее деформационно-термических обработках разработана математическая модель для прогнозирования и оптимизации конечной структуры и свойств проката из углеродистых и низколегированных марок стали.

Математическая модель состоит из трех подмоделей. Моделирование изменения размера зерна аустенита от основных технологических параметров прокатки (степени деформации, междеформационной паузы, температуры металла, времени первичной рекристаллизации) осуществляется в математической таблице Excel. Получив необходимый размер зерна аустенита, путем подбора скорости прокатки и степени деформации, необходимо зафиксировать его величину на линии ускоренного охлаждения, а также обеспечить превращение аустенита в микроструктуру, позволяющую достигнуть требуемого уровня физико-механических свойств.

Для математического моделирования процессов превращения аустенита углеродистых и низколегированных сталей при прерывистом охлаждении необходимо решить тепловую задачу в осесимметричном случае для расчета температурных полей по радиусу r и в зависимости от времени t . Наличие такой математической модели позволяет подобрать необходимый и возможный для реализации на конкретном сортопрокатном стане режим охлаждения круглого проката путем изменения давления в охлаждающих форсунках и скорости прокатки. При этом можно регламентировать разность температур по сечению проката, что существенно при формировании структуры, а, следовательно, и свойств проката. Распределение температур по сечению является исходными данными для математического моделирования превращения аустенита в процессе охлаждения.

Методика расчета микроструктурного состава стали базируется на уравнении Аврами и позволяет моделировать распределение структурно-фазового состава по сечению проката в зависимости от параметров охлаждения.

Разработанная математическая модель значительно облегчает выбор технологических режимов контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения, позволяющих получить качественный прокат с регламентированным уровнем механических свойств, и повысить, тем самым, конкурентоспособность выпускаемой продукции.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ ХЛАДОСТОЙКОЙ СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ

Круглова А. А., Орлов В. В., Хлусова Е. И.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия,
vvv@prometey2.spb.su

Углерод является одним из основных упрочняющих элементов при производстве термически обработанных конструкционных сталей повышенной прочности. Однако углерод оказывает отрицательное влияние на свариваемость и сопротивляемость хрупким разрушениям при низких температурах, что является весьма важным для хладостойких свариваемых сталей. При снижении содержания углерода наиболее эффективным способом упрочнения проката в массовом промышленном производстве является термомеханическая обработка, позволяющая обеспечить как требуемые прочностные характеристики за счет измельчения зерна и реализации дислокационного и субструктурного упрочнения, так и повышенную сопротивляемость хрупким разрушениям.

При использовании термомеханического упрочнения существенно изменяется кинетика $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении по сравнению с традиционной термической обработкой.

Целью работы являлось исследование влияния химического состава и режимов термомеханической обработки на формирование структуры и свойств в толстолистовом прокате хладостойкой свариваемой стали с пределом текучести не менее 390 МПа с гарантированной сопротивляемостью слоистым разрушениям.

Материалом для исследования послужила сталь марок 10ХСНД, 10ГНБ, 06ГНБ (D40S, F40SW, F40W) с различным содержанием углерода и микролегирования, выплавленная в шахтной электропечи ОАО «Северсталь» с применением внепечного вакуумирования.

Для сталей 10ХСНД, 10ГНБ, 06ГНБ исследован рост аустенитного зерна при температурах аустенитизации и определен оптимальный температурный интервал для нагрева под термомеханическую обработку.

Для разработки режимов технологии и использованием термомеханического упрочнения построены диаграммы $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения деформированного и недеформированного аустенита при непрерывном охлаждении. В том числе, построены диаграммы $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения с имитацией промышленного режима термомеханической обработки.

Результаты работы показали, что предварительная деформация интенсифицирует диффузионные превращения в низколегированной низкоуглеродистой стали.

Прокатка с применением термомеханического упрочнения производилась на стане «5000» с последующим ускоренным охлаждением в установке контролируемого охлаждения в потоке стана.

В промышленных условиях исследовали влияние схемы деформации и температур окончания прокатки и охлаждения на формирование структуры толстолистового проката. Определено, что оптимальным является окончания прокатки вблизи точки Ar_3 с последующим прерванным охлаждением для обеспечения равномерности структуры по толщине листа и высокого уровня механических свойств и хладостойкости до -60°C при одновременном улучшении свариваемости за счет снижения содержания углерода.

По результатам разработана технология с применением термомеханического упрочнения, позволяющая изготовить прокат стали F40W в толщинах до 50 мм.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ТМО НА ДЕФОРМАЦИОННОМ ДИЛАТОМЕТРЕ

Михайлов М. С., Голосиенко С. А., Нестерова Е. В., Семичева Т. Г.,
Немец А.М.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия,
vvv@prometey2.spb.su

При изготовлении листового проката сталей судостроительного назначения широкое применение получила технология термомеханической обработки (ТМО). Применение этой технологии позволяет улучшить комплекс механических свойств получаемого материала, а также сэкономить временные и материальные ресурсы. Механические свойства стали зависят от ее структуры. Для оптимизации структурного состояния материала необходимо определить влияние на структуру множества технологических факторов, включая температуру, время выдержки при этой температуре, степень и скорость деформации, скорость охлаждения. Моделирование процесса ТМО при помощи деформационного дилатометра позволяет проследить раздельное влияние каждого из этих параметров на фазовые превращения аустенита.

Ранее была построена термокинетическая диаграмма стали F500W (10XH2МД) для случаев исходного деформированного ($\epsilon = 25\%$) и недеформированного аустенита [1]. Обнаружено, что деформация аустенита смещает область бейнитного превращения на ССТ-диаграмме в сторону меньших скоростей охлаждения, а область ферритного превращения, наоборот, смещает в сторону больших скоростей охлаждения. При подробном анализе дилатометрических данных с помощью программного обеспечения, входящего в комплекс деформационного дилатометра, выяснено, что при высоких скоростях охлаждения деформация замедляет превращение аустенита в бейнитной области, а при низких скоростях – ускоряет его. При этом в данном диапазоне скоростей охлаждения разницы между термокинетическими диаграммами деформированного и недеформированного аустенита не наблюдается. Целью настоящей работы является определение морфологических и кристаллографических особенностей структурных компонент продуктов фазового превращения аустенита стали F500W (10XH2МД) в диапазоне скоростей охлаждения 100–20 град/сек в деформированном ($\epsilon = 25\%$) и недеформированном состоянии.

При анализе дилатометрических кривых стали F500W (10XH2МД) установлено, что горячая деформация уменьшает кинетику распада аустенита при скоростях охлаждения выше 50 град/сек и усиливает ее при скоростях ниже 30 град/сек. Методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии выявлено, что при скоростях охлаждения выше 50 град/сек в стали образуется смесь мартенсита и ламельного бейнита, тогда как при скоростях охлаждения ниже 30 град/сек – смесь мартенсита и гранулярного бейнита. Обсуждается связь морфологии бейнита с кинетикой превращения в зависимости от деформации.

1. Михайлов М.С., Голосиенко С.А., Немец А.М., Нестерова Е.В. Применение компьютерных технологий при моделировании и оптимизации режимов термомеханической обработки хладостойких судостроительных сталей. Труды конференции МОРИНТЕХ-2005, С-Петербург.

ПРИМЕНЕНИЕ КОНЦЕПЦИИ МУЛЬТИФРАКТАЛОВ ПРИ АНАЛИЗЕ ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУР МЕТАЛЛОВ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Барахтин Б. К., Варгасов Н. Р., Лебедева Н. В., Рыбин В. В.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия

vvv@prometey2.spb.su

С целью изучения явления диссипации механической энергии в техническом железе (армко) образцы в форме цилиндров диаметром 10 и высотой 20 мм подвергались сжатию в интервале температур 750–1000 °С со скоростями деформации $10^{-3} - 10^2 \text{ с}^{-1}$.

Методами металлографии и электронной растровой и просвечивающей микроскопии обнаружено, что при уменьшении скорости и понижении температуры деформации зерна измельчаются от 30–40 до 15–20 мкм. При этом обнаружена тенденция организации деформированных зерен в домены деформации с соотношением осей 1:10, ориентированные в направлении действия приложенной силы (рис.1). Микрорельеф поверхностей доменов соответствовал образованию полосовых дислокационных структур внутри зерен.

С целью аттестации формирующейся неравновесной структуры была произведена цифровая обработка полутоновых изображений. Для этого с помощью одноуровневой и двухуровневой селекции видеосигнала из исходных картин были получены их бинарные отображения, как для доменов, так и для границ зерен. Мультифрактальный анализ бинарных отображений границ зерен с расчетом спектров размерностей Реньи указал на вероятность фазового перехода 2-го рода. Так, параметр δ , характеризующий упорядоченность и симметрию границ, имел минимум после деформации со скоростью 10^{-1} с^{-1} при $T = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис.2).

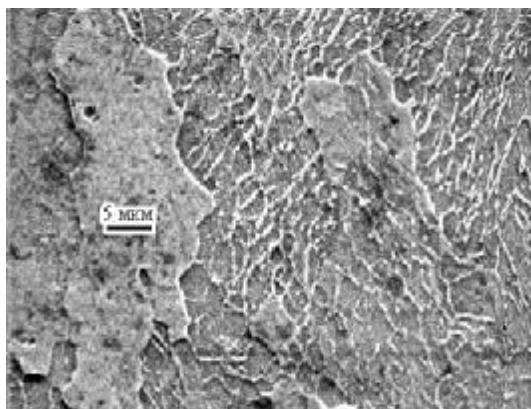


Рис. 1. Рельеф поверхности образца после сжатия при $T = 750 \text{ }^{\circ}\text{C}$ с доменами деформации и субзеренными границами.

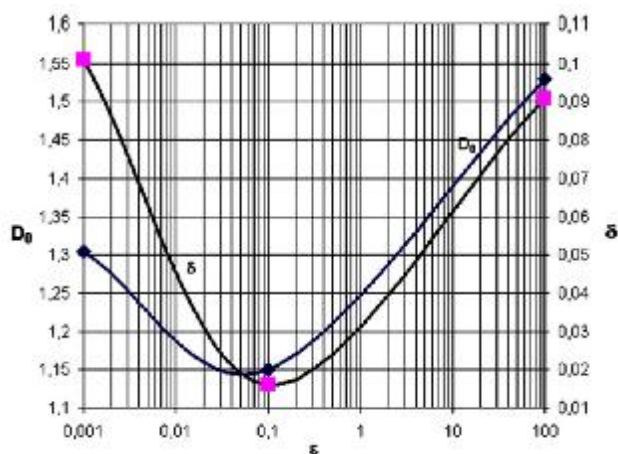


Рис. 2. Изменение размерности D_0 и «скрытой» упорядоченности δ после сжатия при $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в интервале скоростей деформации $10^{-3} - 10^2 \text{ с}^{-1}$.

Дифракционные изображения от структур, сформированных при $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ и температурах 900–1000 °С, выявили волнообразную периодичность в поперечном изгибе внутризеренных фрагментов. Как правило, длины волн изгиба в два раза превышали ширину фрагментов, что характерно для стоячих волн возмущения механического поля. Вблизи некоторых малоугловых границ наклона обнаружены также периодически расположенные с шагом $\sim 1 \text{ мкм}$ вакансионные петли, окруженные стенкой дислокаций. Их диаметр возрастал по мере удаления от стыков зерен.

Предполагается, что в условиях горячего сжатия изменение диссипации механической энергии является необратимым процессом накопления разориентаций в границах. При этом образование петель – один из основных механизмов диссипации.

Обнаруженные признаки периодичности истолкованы как возможность протекания автокаталитической реакции между точечными дефектами (комплексами вакансий), подвижными дислокациями и малоугловыми границами. Предполагается, что продуктом реакции является метастабильная зернограницная фаза как промежуточное состояние при переходе границ из менее симметричного состояния в более симметричное.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО НАПЫЛЕНИЯ, И НАПЛАВОЧНЫХ СПЛАВОВ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

**Шумяков В. И., Коробов Ю. С., Филиппов М. А., Кулишенко Б. А.,
Балин А. Н., Васильев М. В., Меренкова Н. А., Спицына Ю. В.**

*УГТУ -УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
mvd@mtf.ustu.ru*

Наплавочный сплав с карбоборидным упрочнением 150X8T2P0,2 со структурой метастабильного аустенита, способного интенсивно упрочняться под действием рабочего нагружения с образованием α -мартенсита деформации, имеет в условиях трения о закрепленный абразив практически такую же износостойкость, как металл, наплавленный электродами Т-590 [1]. Преимуществом наплавленного металла указанного состава является возможность наплавки более трех слоев без опасности образования отколов, так как аустенитная матрица сплава способствует повышению его трещиностойкости.

Микроструктура наплавленного сплава 150X8T2P0,2 представляет собой металлическую основу с весьма мелкими зернами и включениями карбидов, окаймленную тонкой сеткой карбоборидной эвтектики. По данным рентгеноструктурного анализа, карбидные (карбоборидные) фазы представляют собой совокупность первичных карбидов титана (TiC), карбидной (карбоборидной) эвтектики ($\gamma + M_7(CB)_3 + M_3(C,B)$) и вторичных карбидов, выделившихся при охлаждении аустенита. Металлическая основа представляет собой метастабильный хромистый аустенит, содержащий 0,6–0,7 %С, который формируется в результате высокотемпературной закалки и превращается в мартенсит на поверхности изнашивания, создавая высокий уровень упрочнения. В результате износостойкость наплавленного сплава при трении по закрепленному абразиву превышает износостойкость стали 110Г13Л не менее чем в 4 раза.

Изучены структура и свойства покрытий, полученных методом электродуговой металлизации с помощью порошковой проволоки указанного состава. Металлографический и рентгеноструктурный анализ фазового состава показал, что в структуре напыленных покрытий толщиной около 1 мм присутствуют мартенсит и аустенит, карбидные и оксидные фазы. Микротвёрдость покрытия составляет 6,2–8,2 ГПа.

1. Сплав для износостойкой наплавки. Патент РФ 2171165 // Кулишенко Б.А., Шумяков В.И., Флягин А.А., Балин А.Н. (ЗАО "Завод сварочных материалов").

ДИССИПАТИВНАЯ СТРУКТУРА ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ

Филиппов М. А.

УГТУ -УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
mvd@mtf.ustu.ru

Материалы, стойкие в различных условиях механического изнашивания (абразивного, ударно-абразивного, гидро- и газоабразивного, эрозионного, кавитационного и др.), должны обладать структурой, в максимальной степени отвечающей принципам синергетического подхода к неравновесным системам. В качестве наиболее эффективных рассматриваются материалы, соответствующие принципу метастабильности аустенита – стали, чугуны, наплавочные сплавы, напылённые покрытия, в которых сформирована структура метастабильного аустенита, или аустенит определённого химического состава присутствует наряду с мартенситом, карбидами и др. фазами и структурными составляющими. Рассеяние подводимой к рабочей поверхности энергии при внешнем воздействии наиболее эффективно производится микрогетерогенной структурой с метастабильным аустенитом, превращающемся в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации. Самоорганизация структуры, обусловленная релаксационными процессами при образовании мартенсита, и формирование сжимающих напряжений с высоким уровнем деформационного упрочнения поверхностного слоя обеспечивают высокую стойкость при контактном воздействии на поверхность [1].

Концентрация углерода и легирующих элементов в метастабильном аустените должна соответствовать характеру и интенсивности контактных нагрузок, чтобы обеспечить необходимую кинетику деформационного мартенситного превращения и свойства аустенитно-мартенситной структуры. Классическим примером метастабильной аустенитной стали (МАС) служит кавитационно-стойкая сталь 30X10Г10. МАС типа 60X4Г10 обладают высокой стойкостью в условиях циклического контактно-ударного нагружения и ударно-абразивного изнашивания. Это обусловлено тем, что в среднеуглеродистых МАС уже на начальных этапах деформации интенсивно развивается $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ -превращение с созданием высокого уровня упрочнения. Высокоуглеродистые МАС – 120Г7ХЛ и 150Г5ХЛ – значительно превосходят сталь 110Г13Л по стойкости при абразивном изнашивании.

Принцип метастабильности аустенита в обеспечении контактной прочности имеет универсальный характер и применим не только к сталям, но к чугунам, наплавочным сплавам с карбидным (карбоборидным) упрочнением и напылённым покрытиям, например, 260X17МЗ, 300X28, 150X8Т2Р. В последних случаях речь идёт о получении определённого химического и фазового состава металлической основы с преимущественно метастабильным хромистым аустенитом, содержащим 0,6–0,7 % С, что обеспечивается высокотемпературной закалкой. Износостойкость определяется не столько их исходной твердостью, сколько уровнем эффективной прочности поверхностного слоя, который достигается у данных материалов в процессе абразивного изнашивания.

1. Счастливцев В.М., Филиппов М.А. Роль принципа метастабильности аустенита Богачёва–Минца при выборе износостойких материалов. МиТОМ, 2004.– № 1.– С. 6-9.

МЕТАСТАБИЛЬНЫЙ ХРОМИСТЫЙ АУСТЕНИТ – МЕТАЛЛИЧЕСКАЯ ОСНОВА ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОЧНЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ СПЛАВОВ

Филиппов М. А., Кулишенко Б. А., Хадыев М. С., Михайлов С. Б.,
Балин А. Н., Вальков Е. В.

*Уральский государственный технический университет, г. Екатеринбург, Россия,
ЗАО "Завод сварочных материалов", г. Берёзовский Свердловской обл.,
mvd@mtf.ustu.ru*

Для наплавки деталей, подверженных абразивному и ударно-абразивному воздействию, перспективно использование материалов, металлическая основа которых удовлетворяет принципу метастабильности аустенита в обеспечении контактной прочности, развитому для абразивного изнашивания.

Использование сплавов системы Fe–Cr–C–Ti–В для наплавки существенно повышает эксплуатационную стойкость рабочих органов деталей машин и конструкций, работающих в условиях абразивного или ударно-абразивного изнашивания. Благоприятное сочетание типа, количества и морфологии первичных (TiC) и эвтектических карбоборидных фаз типа $M_7(C,B)_3$ с высокой способностью матрицы со структурой хромистого углеродистого метастабильного аустенита к интенсивному упрочнению под действием абразивных частиц обеспечивает высокую износостойкость наплавленного металла таких сплавов. Износостойкость наплавленного металла с карбоборидным упрочнением, легированного С (до 1,5%), Cr (до 8%) и Ti (до 3%), В (0,2 – 0,5%) [1] в 3–4 раза превышает износостойкость стали 110Г13Л. Сохранение большого количества остаточного аустенита обеспечивается высокотемпературной (1050–1150 °С) закалкой, что способствует повышению трещиностойкости сплавов.

Изучена структура тонких фольг, полученных из поверхностного слоя после абразивного изнашивания с помощью трансмиссионной электронной микроскопии. В структуре присутствуют крупные первичные карбиды титана, карбоборидная эвтектика и дисперсные вторичные карбобориды типа $(M, Fe)_7(C,B)_3$ (всего около 20%). Фазовый состав матрицы сплава в подповерхностном слое изменяется от 30% мартенсита после закалки до 70% после изнашивания. Структура металлической основы представляет собой дисперсные кристаллы мартенсита деформации с высокой плотностью дислокаций и более крупные пластинчатые двойникованные кристаллы, представляющие собой, по видимому, мартенсит охлаждения. Участки остаточного аустенита расположены в виде прослоек между кристаллами мартенсита. Морфология мартенсита указывает на то, что содержание углерода в них не менее 0,7%. Микротвердость поверхности изнашивания возрастает от 9200 до 11200 МПа при повышении температуры закалки от 900 до 1150°С.

1. Сплав для износостойкой наплавки. Патент РФ 2171165 // Кулишенко Б.А., Шумяков В.И., Флягин А.А., Балин А.Н. (ЗАО "Завод сварочных материалов").

ФРИКЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

Бараз В. Р., Коршунов Л. Г.*

Уральский государственный технический университет, Екатеринбург

**Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

vrb@mtf.ustu.ru

При фрикционном деформировании путем трения можно стимулировать полиморфное превращение в стали, например, типа $\gamma \rightarrow \alpha$. В результате изменения фазового состава (образования мартенсита деформации) и поверхностного наклепа обеспечивается резкое повышение прочностных свойств. В изделиях малого сечения (типа пружинной ленты) может быть получен тонкий упроченный слой (глубиной до 20 – 60 мкм), относительная толщина которого соизмерима с размером самого изделия. Подобная обработка способна оказать влияние на такие характерные свойства пружинного материала, как предел упругости, релаксационная стойкость, а также сопротивление усталостному нагружению.

На примере Fe–Cr–Ni-аустенитных сталей различного структурного класса были проведены исследования, направленные на изучение влияния фрикционного деформирования в режиме трения скольжения на формирование тонкой структуры и ряда специфических свойств пружинных материалов. Изучались две аустенитные стали: 3И-126(12X17H8Г2C2МФ) и 3И-98(13X18H10Г3C2M2), относящиеся к группе сплавов с нестабильной и стабильной γ -фазой.

Фрикционное нагружение ленточных образцов способно оказывать влияние на фазовый состав исследованных аустенитных сталей: в стали с метастабильной γ -фазой наблюдается интенсивное развитие полиморфного превращения с образованием мартенсита деформации. Такая обработка приводит к деформационному упрочнению, которое определяется не только наклепом аустенита, но и его стабильностью по отношению к полиморфному $\gamma \rightarrow \alpha$ переходу.

Трение заметно ослабляет текстуру прокатки, которая формируется на предварительном этапе получения плющеной ленты, что обусловлено сложным характером деформирования в условиях трения скольжения – деформация осуществляется не только традиционным сдвиговым путем, но и ротационным механизмом.

Для всех исследованных сталей установлено усиление эффекта Баушингера в случае обработки трением. При этом в стали с нестабильной γ -фазой его проявление имеет более выраженный характер.

Фрикционное деформирование рассмотренных сталей благоприятно отражается на уровне релаксационной стойкости при достаточно высоких температурах испытания (400–450 °С). Такое улучшение теплостойкости может быть обусловлено термической стабилизацией сильно развитой субзеренной структуры вследствие сильного размножения дислокаций и их закрепления сегрегациями примесных атомов внедрения (углерода).

Вполне предсказуемый результат – поверхностный фрикционный наклеп отражается на усталостных свойствах ленточных упругих элементов.

НИТРИДНОЕ ПОКРЫТИЕ МЕДНО-НИКЕЛЬ-ЦИНКОВОГО СПЛАВА

Бараз В. Р., Стрижак В. А., Опарин И. С.

Уральский государственный технический университет, Екатеринбург, Россия,
vrb@mtf.ustu.ru

Сплавы системы медь-никель отличаются повышенной коррозионной стойкостью, что обеспечивает их широкое применение в морском судостроении, химической промышленности, а также в производстве ювелирно-художественных изделий. Высокие технологические свойства этих сплавов позволяют подвергать их разнообразным операциям литья и обработки давлением. Тем самым удается получать весьма сложные по конфигурации заготовки. В качестве подобного материала достаточно широкое практическое применение получил медно-никелевый сплав нейзильбер.

Целью данного исследования являлась разработка метода получения надежного декоративно-защитного покрытия, позволяющее придать изделиям из этого сплава приятный потребительский цвет, его длительную сохранность (износостойкость), сочетающуюся с повышенной коррозионной стойкостью. Вместе с тем, самостоятельную роль играли исследования, касающиеся термического упрочнения данного сплава. Предметом изучения служил классический нейзильбер марки МНЦ15-20 (15% Ni, 20% Zn). Исходными заготовками являлись прокатанные листы этого сплава толщиной 1 мм.

Защитно-декоративный слой формировался путем образования пленки нитрида титана, который наносился ионно-плазменным напылением. Суть метода состояла в дуговом распылении титанового катода, последующем образовании в низкотемпературной плазме ионов осаждаемого металла и бомбардировке ими подложки (обрабатываемого образца). Рабочая камера содержала также азот. Обработка проводилась на установке "Булат" при 500 °С в течение 40 мин, давление в рабочей зоне составляло $p = 6,65 \cdot 10^{-3}$ Па.

Микроструктурный анализ нанесенного покрытия осуществлялся с использованием металлографического комплекса "Olimpus PME-3" с программным анализом изображения IA-32. Измерение микротвердости проводилась на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 100 г.

Установлено, что глубина покрытия достигает 5,5 мкм, микротвердость составляет 640 НВ, что в почти в 6 раз превышает твердость матрицы (основы). При этом сам нитридный слой приобретает блестящий, ярко-желтый цвет, имитирующий эффект золочения.

Проведены были также эксперименты по выявлению склонности данного сплава к упрочнению в процессе старения. Обнаружено, что после закалки от 800 °С и последующего старения при 300–350 °С регистрируется изменение микротвердости, которая возрастает примерно на 20%. Полученный результат фактически расходится с каноническими представлениями о неспособности медно-никель-цинкового сплава именно данной композиции (65–15–20) к дисперсионному твердению. Вместе с тем, известны данные, свидетельствующие о возможности развития процесса старения нейзильбера, но с более богатым содержанием Zn. Видимо, существующие мнения относительно допустимого диапазона химического состава, обеспечивающего склонность к старению, потребуют определенных уточнений.

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ КОЛОКОЛЬНЫЕ БРОНЗЫ С ПОВЫШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Лисовский В. А., Лисовская О. Б., Кочеткова Л. П.

ВятГУ, г. Киров, Россия,
metal@vgu.ru

Сплав для гармонично звучащего колокола должен иметь хорошие упругие свойства, низкое внутреннее трение, высокую плотность и низкую пористость. Лучшим колокольным сплавом в настоящее время считается бронза, содержащая 78–80% меди, 20–22% олова и не более 1–2% примесей. Хорошо известно, что медь и олово стали дорогими и дефицитными материалами, поэтому актуально проведение работ по замене высокооловянных бронз другими, менее дефицитными сплавами. Кроме того, двухкомпонентные медно-оловянные сплавы имеют ряд существенных недостатков: из-за большого температурного интервала кристаллизации обладают умеренной жидкотекучестью, значительной усадочной пористостью. Это препятствует воспроизведению рельефа формы колокола при литье и снижает качество звучания. Но главным недостатком является то, что пластичность и прочность данных бронз резко снижается при повышенном содержании олова: сплав становится хрупким из-за появления большого количества твердой δ -фазы. Наличие данного интерметаллида определяет акустические свойства сплава – чем больше хрупкой δ -фазы в сплаве, тем ниже уровень внутреннего рассеяния энергии колебаний. Снижение содержания олова в сплаве приводит к потере акустических свойств.

При разработке экономнолегированных колокольных бронз был произведен выбор легирующего комплекса. Легирующие элементы подобраны так, чтобы, повышение прочности и пластичности не сопровождалось ростом демпфирующих свойств сплава. Кроме того, отливки должны сохранять красивый декоративный вид.

Рассмотрены основные технологические и механические свойства экономнолегированных бронз (сплавы 2, 3, см. табл.) и выявлены преимущества таких бронз перед высокооловянными (сплав 1) по прочности и пластичности.

Данные бронзы являются перспективными заменителями дефицитных и дорогостоящих оловянных бронз. Для них характерна доступность и невысокая стоимость шихтовых материалов. Представляется возможным широкое производство колоколов и других звучащих ударных инструментов из таких материалов.

Таблица

Механические свойства колокольных бронз

Состав бронзы	Прочность, σ_b , МПа	Пластичность, δ , %	Твердость, HRB
	Не менее		
1 БрО22	215	1	85...87
2 БрК5ЖЦС	450	7	79...81
3 БрК6Мц	400	1	82...90

ОЦЕНКА ТРУБ СИНАРСКОГО ТРУБНОГО ЗАВОДА ПО СОДЕРЖАНИЮ КОРРОЗИОННО-АКТИВНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Горожанин П. Ю., Лефлер М. Н., Жукова С. Ю., Харлова Е. В.

ОАО «Синарский трубный завод», г. Каменск-Уральский, Россия,
toststw@nexcom.ru

На Синарском трубном заводе производство бесшовных горячедеформированных нефтегазопроводных труб повышенной хладостойкости и коррозионной стойкости производится по техническим условиям с дополнительным требованием к чистоте по КАНВ не более 2 шт/мм². Исследуется каждая поступающая на ОАО «СинТЗ» партия трубной заготовки и каждая партия готовых труб.

Наличие в металле коррозионно-активных неметаллических включений (КАНВ) выявлено в ходе научно-исследовательских работ, проведенных ФГУП ЦНИИчермет им.И.П.Бардина и НИФХИ им.Л.Я.Карпова. Установлено отрицательное влияние на коррозионную стойкость нефтепромысловых трубопроводов неметаллических включений двух типов. КАНВ ТИП 1 – это в большинстве случаев включения на основе алюминатов кальция, часто с добавками компонентов шлака – магния и кремния. КАНВ ТИП 2 – это, как правило, сложные включения, имеющие ядро, окруженное оболочкой сульфида кальция.

Для уточнения требований к содержанию КАНВ в трубной заготовке, на Синарском трубном заводе проведена оценка характера изменения плотности и формы коррозионно-активных неметаллических включений от заготовки до готовой трубы при пластической деформации. Работа проведена на плавках с плотностью КАНВ в пределах установленной нормы (< 2 шт/мм²) и выше нормы (> 2 шт/мм²). Прослежено изменение плотности включений от заготовки стали марки 20-ПКС производства ОАО «ВТЗ» Ø120 мм и Ø156 мм к трубам в зависимости от степени деформации.

Анализ результатов работы показал, что в случае равномерного распределения и значении плотности содержания КАНВ в заготовке не более 2 шт на 1мм² по среднему значению и по максимальному значению не более 4 шт/мм², на готовой трубе плотность КАНВ не превышает 2 шт/мм². Влияния степени деформации на изменение уровня плотности коррозионно-активных включений не выявлено. При значении более 2шт/мм² при пластической деформации наблюдается тенденция к снижению значения КАНВ, однако достижения требуемого уровня на готовых трубах не отмечено.

По результатам проведенных исследований разработаны дополнительные соглашения на поставку трубной заготовки из стали повышенной коррозионной стойкости, согласованы ограничения в нормативной документации по возможности варьирования химическим составом и технологическими приемами. Это позволило на ОАО «СинТЗ» стабилизировать процесс производства нефтегазопроводных труб.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ НА Fe–Cr–Ni ОСНОВЕ

**Мальцева Л. А., Мальцева Т. В., Озерец Н. Н., Линхард А. Д.,
Завьялова О. Я., Мисарь А. Д.**

*УГТУ – УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
ozerets@mail.ru*

В данной работе были исследованы изменения микроструктуры и микротвердости по глубине зоны термического влияния безуглеродистых высокопрочных сталей на Fe–Cr–Ni с дополнительным легированием Co, Mo, Ti и Al. Как показали ранее проведенные исследования, в результате увеличения алюминия от 0,2 до 3,5 % меняется класс сталей в последовательности: мартенситно-стареющий, аустенитный, аустенитно-ферритный с разным соотношением аустенита и феррита от 50:50 (при 2,0 %Al) до 30:70 (при 3,5 % Al).

Лазерную обработку проводили на образцах размером 10×10×55 мм на лазере непрерывного действия ЛТ1-2, режим работы которого характеризовался мощностью излучения 600, 900 и 1500 Вт. Скорость движения образца под лучом составляла 100 мм/мин. Диаметр сфокусированного пучка составлял 3 – 5 мм.

Проведение термической обработки исследуемых сталей мартенситно-стареющего и аустенитного классов показало, что повышение температуры нагрева под закалку от 800 до 1200°C не приводит к значительному изменению микротвердости, а, следовательно, и микроструктуры, кроме как увеличения размера зерна. Повышение температуры нагрева под закалку от 800 до 1000°C аустенитно-ферритных сталей одной базы легирования, но с разным содержанием алюминия 2,0 и 3,5 % не привело к изменению соотношений между аустенитом и δ -ферритом, и только после нагрева выше 1100 °C соотношение фаз изменилось в сторону увеличения δ -феррита.

После лазерной обработки с оплавлением микроструктура сталей различного структурного класса отличалась рядом особенностей. Структура зоны термического влияния мартенситно-стареющей стали отличалась размерной неоднородностью. На поверхности наблюдалось существенное измельчение пакетов мартенсита, которые образовались в результате рекристаллизации аустенита при температурах, близких к температуре плавления и последующей закалке. Затем располагалась зона крупноиглочатого мартенсита с последующим переходом к структуре матрицы. Резкого изменения микротвердости от поверхности к центру в зоне термического влияния мартенситно-стареющей стали не наблюдалось.

Распределение микротвердости в зоне термического влияния в аустенитной стали (с 0,8 – 1,0 % Al) при обработке пучком мощностью 1500 Вт существенно различалось и увеличивалось по мере продвижения от сердцевины к краю от 320 до 525 HV при сохранении в основном структуры аустенита. Установление причин высокой твердости на поверхности требует дополнительных исследований.

Микроструктура аустенитно-ферритных сталей в зоне термического влияния изменялась следующим образом: на поверхности образца наблюдалась узкая зона однофазного δ -феррита, имеющего равноосное мелкозернистое строение, затем зона крупнозернистого δ -феррита столбчатого строения и далее двухфазная структура аустенита и δ -феррита. Микротвердость δ -феррита была исключительно высокой и составляла ~520 – 550 HV.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДОВ В СТРУКТУРЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Кошелев В. В., Филиппов М. А., Шадров Н. Ш., Белозерова Т. А.

УГТУ – УПИ, Екатеринбург, Россия

Материал для изготовления цилиндрических втулок буровых насосов должен обладать высокой прочностью, гидроабразивной, кавитационной, коррозионной и полидеформационной (усталостной) износостойкостью. Наиболее удовлетворяющими таким требованиям являются высокохромистые износостойкие чугуны.

На основании литературных данных и с учетом практических знаний был взят за основу доэвтектический чугун, химический состав которого содержит около 27% хрома и 3% углерода, и проводилось его легирование такими элементами, как молибден и ванадий. Опытные слитки массой 60 кг были выплавлены в индукционной печи с основной футеровкой.

На образцах, изготовленных из опытных плавок, был подобран и отработан оптимальный режим термической обработки высокохромистых чугунов, который состоял из закалки и низкого отпуска.

Электронно-микроскопические исследования структуры чугунов, обработанных по предложенному режиму, показали, что наряду с мартенситом, небольшим количеством остаточного аустенита (15–20%) и эвтектическими карбидами, на фоне мартенситной матрицы наблюдаются цепочки выделившихся вторичных карбидов. Цепочки вторичных карбидов, можно сказать, имеют определенную направленность, создают равномерно распределенные по телу фрагменты, как бы, ячеистой структуры.

В работе рассмотрено влияние легирующих элементов – молибдена и ванадия на тип и количество карбидов, микротвердость матрицы и карбидов.

Для определения вида карбидного соединения использован рентгеноструктурный качественный и количественный анализ карбидных порошков, изготовленных электролитическим методом, который показал наличие в структурах чугунов специальных карбидов хрома, молибдена, ванадия.

В чугунах, легированных молибденом, образуются карбиды хрома типа Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$, Me_3C и молибдена Mo_2C .

В хромомолибденовых чугунах, дополнительно легированных ванадием 0,6–2,95%, кроме специальных карбидов хрома образуется основной карбид ванадия VC . В этих же чугунах обнаружены карбиды V_2C с гексагональной плотноупакованной решеткой. Это совпадает с данными работы [1], в которой говорится о наличии карбидов V_2C в похожих по химическому составу сплавах.

С повышением содержания карбидообразующих элементов в чугунах (молибдена и ванадия) растет количество карбидов, образующихся в структуре сплавов, что находит отражение на значениях микротвердости матрицы и карбидной фазы.

Был проведен комплексный анализ полученных результатов и выбран оптимальный химический состав износостойкого высокохромистого чугуна для изготовления цилиндрических втулок для буровых установок и отработан режим его термообработки.

1. Шадров Н.Ш., Коршунов Л.Г., Черемных В.П. Влияние молибдена, ванадия, ниобия на абразивную износостойкость высокохромистого чугуна МиТОМ, 1983, №4, с. 33–36.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ 22Х1МФА, 25Х2М1ФА

Беликов С. В.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия

В настоящее время для производства труб нефтегазового сортамента широко применяются экономнолегированные стали. Марки стали, применяемые для изготовления обсадных труб, должны обеспечивать достижение определенного уровня свойств. Условия эксплуатации требуют применения высокопрочных материалов с высоким уровнем пластичности и ударной вязкости.

Целью работы являлся выбор материала для изготовления высокопрочных труб нефтегазового сортамента

Для сталей 22Х1МФА и 25Х2М1ФА проведены исследования влияния температуры нагрева на размер исходного аустенитного зерна; для изучения кинетики распада переохлажденного аустенита проведены дилатометрические исследования; построены термокинетические диаграммы, проведены динамические испытания при отрицательных и комнатной температурах стали 22Х1МФА, проведена термическая обработка стали 22Х1МФА.

Установлено, что:

1. Нагрев до температур свыше 985 °С в стали 22Х1МФА недопустим, так как это приводит к увеличению среднего условного диаметра исходного аустенитного зерна, а также к повышению разноструктурности, что существенно снижает технологические свойства изделий.

2. Температура аустенитизации для рассматриваемых сталей составляет 950 °С, так как при данной температуре стали обладают оптимальной структурой в закаленном состоянии.

3. Согласно общепринятой методике оценки доли вязкой составляющей в изломе, разрушение стали 22Х1МФА классифицируется как хрупкое, что не является верным. С помощью растрового электронного микроскопа доказано, что в местах, где без увеличения наблюдается чисто хрупкое разрушение, имеются наряду с фасетками скола также и разрывы, то есть разрушение имеет смешанный характер.

4. После термической обработки муфтовой заготовки, изготовленной из стали 25Х2М1ФА (нагрев до температуры 950°С и охлаждение в воде), во всех точках поперечного сечения образовалась структура мартенсит.

5. Результаты проведенных испытаний доказали, что свойства выбранных сталей отвечают требуемым для группы прочности «Р». Сталь 25Х2М1ФА может использоваться для изготовления муфт вследствие повышенной прокаливаемости.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ ТРУБ

Беликов С. В.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия

Аустенитные хромоникелевые стали находят широкое применение в нефтегазовой промышленности. Данный класс сталей применяют для изготовления деталей, используемых для обустройства скважин нефтяных и газовых месторождений, например, обсадных и насосно-компрессорных труб.

Определяющим фактором при подборе материала для таких деталей является коррозионная стойкость, в частности, стойкость к сероводородному растрескиванию, к питтинговой, щелевой и межкристаллитной коррозии, поскольку рабочие среды содержат влагу, сероводород, углекислый газ, ионы хлора.

В качестве материала для изготовления высокопрочных труб с повышенной устойчивостью в среде, содержащей сероводород, широко используют нержавеющие стали аустенитного класса с повышенным содержанием хрома и никеля, в частности, сплав 06ХН28МДТ. С точки зрения обеспечения нефтегазовой промышленности РФ высококачественными трубами отечественного производства важно освоение выпуска коррозионностойких труб группы прочности Р-110 по API 5СТ.

В данной работе было исследовано влияние степени холодной пластической деформации ($\epsilon = 0,20 \dots 0,50$), влияние температуры последующего отжига ($t_{\text{отжига}} = 600 \dots 700 \text{ }^\circ\text{C}$; $\tau_{\text{выдержки}} = 0,5 \text{ ч}$), а также влияние температуры пластической деформации на механические свойства сплава ЭК77.

Установлено, что:

1. С увеличением степени холодной пластической деформации происходит значительный рост значений временного сопротивления и предела текучести, пластические свойства закономерно снижаются. Уже небольшие степени деформации ($\epsilon = 0,25$) приводят к превышению прочности, требуемой для группы прочности Р-110 API 5СТ;

2. По мере повышения температуры отжига в структуре исследуемого сплава происходят процессы перераспределения и аннигиляции дислокаций и формирование полигональной структуры, сопровождающиеся уменьшением значений прочностных свойств;

3. Тёплая деформация сплава 06ХН28МДТ, по сравнению с холодной деформацией, позволяет получить удовлетворительные прочностные свойства, но пластичность при выбранных условиях деформации находится на нижнем пределе требований.

Получения требуемого комплекса свойств сплава ЭК77 можно достичь несколькими путями:

- при осуществлении холодной пластической деформации с интервалом степеней $0,2 < \epsilon < 0,3$.

- при проведении отжига ($t = 700 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 0,5 \text{ ч}$) металла после холодной пластической деформации со степенью $\epsilon = 0,4$.

ВЫБОР РЕЖИМОВ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ПОД ЗАКАЛКУ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ ИЗМЕРЕНИЙ КОЛИЧЕСТВА И СТАБИЛЬНОСТИ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА

Михайлов С. Б., Сыропятов А. В., Михайлова Н. А.*, Палеев В. С.,
Юровских В. В.***, Гервасьев М. А., Аршинов А. В.****

ГОУ ВПО Уральский государственный технический университет—УПИ,

**ГОУ ВПО Уральский государственный университет путей сообщения,*

***СПЕЦСТАЛЬ Уралмаш. Россия, г. Екатеринбург,*

msb@mail66.ru

При производстве прокатных валков из высокоуглеродистых сталей существенной проблемой является выбор режима нагрева под закалку. При этом основным критерием его оценки являются значения твердости после термической обработки. Твердость является статической характеристикой механических свойств при больших пластических деформациях. Она недостаточно полно характеризует служебные свойства валковых сталей, так как пластическая деформация при эксплуатации валков недопустима, и служебное нагружение рабочих поверхности далеко от статического.

Из перечня факторов оценки структуры высокоуглеродистых сталей наиболее оперативно можно получить информацию о количестве остаточного аустенита после окончательной термической обработки. Косвенно этот параметр связан и с твердостью, с размером аустенитного зерна и наиболее полно определяется состоянием карбидных фаз.

На образцах сталей 8Х2СМФ и 9Х5МФ проведено сопоставление результатов магнитного фазового анализа после закалки с имитацией нагрева ТПЧ до разных температур интервала растворения карбидных фаз. Получены кривые изменения количества остаточного аустенита непосредственно после закалки и после последующей обработки холодом. На основе этих кривых выделено два характерных интервала температур аустенизации исследованных валковых сталей.

Низкотемпературный интервал отличается высокой стабильностью остаточного аустенита по отношению к обработке холодом и связан, очевидно, с процессом интенсивного растворения карбидов. С повышением температуры в этом интервале необходимо ожидать увеличение прокаливаемости стали.

Для второго интервала, на фоне резкого увеличения количества остаточного аустенита, наблюдается существенное снижение его стабильности, по отношению к обработке холодом, и максимальный уровень прокаливаемости. Очевидно, для этого интервала на фоне полного растворения карбидов характерны процессы выравнивания химической неоднородности по содержанию углерода и интенсивный рост аустенитного зерна, соответственно.

Высказано предположение, что именно нижний температурный диапазон второго интервала является желательной областью нагрева под закалку при используемом варианте нагрева. Критерием верхней температуры этой области может выступить момент резкого снижения трещиностойкости стали из-за укрупнения аустенитного зерна.

Предложена методика оценки трещиностойкости высокопрочных состояний валковых сталей методикой постепенного увеличения интенсивности ударного воздействия на образец.

ВИБРОПОГЛОЩЕНИЕ ЛИТЕЙНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ

Грачев С. В., Михайлов С. Б., Михайлова Н. А.*, Рабинович С. В.,
Кончаковский И. Н., Кулик А.Н.

ГОУ ВПО Уральский государственный технический университет–УПИ,
*ГОУ ВПО Уральский государственный университет путей сообщения,
Россия, г. Екатеринбург,
msb@mail66.ru

В работе исследовались вибропоглощающие свойства литейных инварных сплавов типа 36Н, содержащих в своем составе до 1,5% углерода.

Образцы были подвергнуты отжигу от 750 °С. Варьировались: температура нагрева, степень микропластической деформации образцов кручением и вид выделений углерода – шаровидный либо пластинчатый графит.

Измерения АЗВТ и ТЗВТ в магнитном поле и без него в температурном интервале от комнатной до 700 °С проводились на прямом крутильном маятнике с частотой около 36 Гц путем регистрации затухания и частоты свободных крутильных колебаний массивных 5-кратных цилиндрических образцов диаметром 7 мм. Использовалась установка конструкции Кировского политехнического института.

Показано, что вибропоглощающие свойства исследованных литейных инварных сплавов наиболее существенным образом зависят от формы выделения графита. Так, при наличии пластинчатого графита стабильно удавалось зафиксировать уровни демпфирования в пределах 17...20% для широкого диапазона амплитуд измерения. В случае шаровидной либо вермикулярной форм графита максимальный уровень демпфирования не превышал 1%. Во всех измерениях магнитоупругая составляющая затухания была не выше 0,5%.

Использование нагревов непосредственно в установке позволило зафиксировать температуру рекристаллизации после микропластического наклепа матрицы структуры сплавов. Рекристаллизационные отжиги уменьшают уровень низкоамплитудного затухания. Даже в сплавах с пластинчатым графитом он не превышал 2%. Однако уже при малых амплитудах деформации измерения АЗВТ (порядка $(15...20) \cdot 10^{-5}$) в этих сплавах обнаруживается резкое увеличение затухания, снижение которого возможно было только после использования рекристаллизационных отжигов.

Таким образом, в литейных высокоуглеродистых инварных сплавах с пластинчатым графитом зафиксировано состояние высокого демпфирования, определяемое гетерофазным механизмом формирования затухания механических колебаний. Высказано предположение, что при получении высокого уровня затухания, помимо микропластического деформирования матрицы структуры сплавов, могут играть дополнительную роль и другие механизмы поглощения механической энергии, в частности – распределение микронапряжений и протекание мартенситных и магнитных превращений в микроробъектах исследованных сплавов.

ОСОБЕННОСТИ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ БАЗОВЫХ РАЗДЕЛОВ ПРИ ЧТЕНИИ КУРСА «МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

Михайлов С. Б., Михайлова Н. А.*

ГОУ ВПО Уральский государственный технический университет–УПИ,
*ГОУ ВПО Уральский государственный университет путей сообщения,
Россия, г.Екатеринбург,
msb@mail66.ru

Представление основных положений курса «Материаловедение» сопровождается огромным набором фактологического материала, перегружающего учебники, структура которых со времен И. Н. Сидорина не пересматривалась уже более 30 лет. Это затрудняет как чтение курса преподавателем, так и его восприятие студентами. Учитывая резкое сокращение объема лекций (до 16 часов в учебных программах многих специальностей), предлагается некоторый алгоритм, позволяющий однотипно формулировать основные положения читаемого предмета на основе иерархического построения основных базовых понятий.

Предлагаемый алгоритм предусматривает **многоуровневый подход** к излагаемому материалу с постепенным увеличением объемов фактологического материала при переходе на более низкий уровень (*по вертикали*) и с учетом общего объема курса (*по горизонтали*).

В качестве первого уровня рассматривается горизонтальная линейная логическая цепочка, рассчитанная только на **потребителей** материалов «вид воздействия – материал – свойства – применение материалов». Ключевым моментом здесь является понятие «**Свойство материала**», определяемое видом воздействия на материал: *служебным, технологическим, стандартным*.

Дальнейшим развитием предлагаемого алгоритма является рассмотрение понятия «**Структура кристаллов**», который имеет свою собственную структурную иерархию в соответствии с представлениями синергетики, начиная с атомного структурного уровня и кончая элементами макроскопического уровня, при учете систем дефектов структуры «*сдвиг, отрыв*».

Существенным развитием следующего уровня является разработка понятия «**Свойство**» материала. Оно включает последовательный набор факторов: **модельный** (воздействие, структура, свойство), **инструментальный, методический, информационный, использование**. Очень важным является рассмотрение сильных и слабых сторон используемого инструмента для выявления свойства с учетом вида воздействия, методических ограничений его работы и особенностей представления информации о полученных результатах. Характерно, что в случае стандартного воздействия, любое свойство используется в качестве характеристики состояния материала после осуществления, какого либо управляющего воздействия на структуру, в первую очередь, с целью «*разупрочнения*» (технология) и далее «*упрочнения*» (служба).

Следующий уровень предусмотрен для раскрытия вопросов **управления структурой** с целью получения необходимых свойств по схеме «**трех С**»: состав – структура – свойство. Управляющими воздействиями здесь выступают: *состав материала, кристаллизация, пластическое деформирование, термическая обработка*.

Далее должен рассматриваться комплекс вопросов, связанный с понятием «**Структура, свойства, применение многофазных материалов**, в частности, сплавов» с последующим переходом к вопросам «**Технологии конструкционных материалов**» и далее к рассмотрению тем «**Материалы**».

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Бурцев Б. И., Соловьева Ю. В., Старенченко В. А., Шалыгина Т. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,
bbi@tsuab.ru

Явление высокотемпературной суперлокализации пластической деформации заключается в том, что при температурах, превышающих $0,6T_{пл}$, при деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge , ориентированных вдоль направления $[001]$, образуется полоса локализованного сдвига, деформация в которой достигает сотен процентов. На поверхности кристалла образуются макроступени. В полосе локализации формируется поликристаллическая субструктура. Кривые упрочнения имеют характерный немонотонный вид [1].

В настоящей работе выполнено математическое моделирование в концепции упрочнения и отдыха. Наряду со специфическими механизмами торможения сверхдислокаций, характерных для сплавов со сверхструктурой $L1_2$, в модели учитываются процессы динамического возврата, приводящие к перестройке дислокационной структуры и образованию дислокационных стенок.

Задача сначала решалась в предположении однородного среднего поля напряжений. Получены модельные кривые деформации с немонотонным изменением напряжений течения, одна из которых приведена рис. 1. Затем в рамках этого же подхода была записана система уравнений, учитывающая неоднородность полей напряжений и наличие концентраторов напряжений в локальных местах кристалла. Ширина зоны локализации составляла $1/10$ от длины образца, а эффективность концентратора напряжений $\tau_{\text{ср}} / \tau_{\text{дд}} = 1,001$ (кривая на рис. 2).

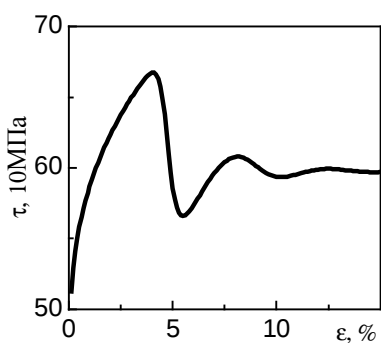


Рис.1. Модельная кривая упрочнения, полученная в предположении однородного среднего поля напряжений

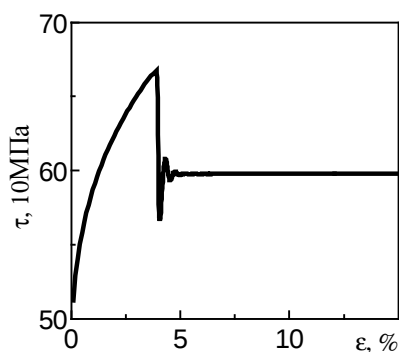


Рис.2. Модельная кривая упрочнения, полученная в предположении наличия концентратора напряжений

Проводится анализ полученных результатов и их сравнение с экспериментально наблюдаемыми кривыми упрочнения.

1. Старенченко В.А., Абзаев Ю.А., Конева Н.А. Потеря устойчивости пластической деформации монокристаллов Ni_3Ge // ФММ, 1987. – 64. – Вып. 6. – С. 1148-1182.

СКЛОННОСТЬ К ХРУПКИМ РАЗРУШЕНИЯМ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ИНДУКЦИОННОЙ ЗАКАЛКИ И НИЗКОГО ОТПУСКА

Гервасьев М. А., Худорожкова Ю. В., Плишкина Ю. Г.

УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
mvd@mtf.ustu.ru

Прокатные валки подвергаются сложному воздействию в процессе эксплуатации: износу, знакопеременным нагрузкам, ударам и т.д. Кроме того, в валках вследствие больших размеров неизбежно присутствуют внутренние дефекты. Поэтому, кроме прочности и твердости, особое значение приобретают характеристики склонности к хрупким разрушениям валковых сталей.

После закалки и низкого отпуска высокоуглеродистые валковые стали находятся в высокопрочном состоянии (HRC 62–65 ед.), поэтому стандартные методы оценки склонности к хрупким разрушениям, такие как ударная вязкость, процент вязкой составляющей в изломе и т. д., для них не приемлемы.

На начало выполнения работы в известной литературе и в практике промышленных предприятий для валковых сталей не использовались методы механики разрушения. В работе разработана и освоена методика определения коэффициента интенсивности напряжения в устье трещины K_{IC} для валковых сталей.

Для сталей 65X5CMФ и 9X5CMФ выполнен комплекс исследований по изучению K_{IC} . Для этого были изготовлены образцы размером 10×10×55, предварительно закаленные от 900, 950 и 1000 °С и отпущенные от температур 120, 150 и 180 °С в течение 2, 10 и 50 часов.

Проведенные исследования показали, что повышение содержания углерода обуславливает резкое снижение K_{IC} для сталей с мартенситной структурой. Резкий спад K_{IC} при увеличении температуры закалки связан, в первую очередь, с размером зерна и образованием двойникового мартенсита. Влияние остаточного аустенита на вязкость разрушения неоднозначно и зависит от его количества и распределения в микроструктуре стали.

Элементы, вызывающие измельчение зерна, должны повышать вязкость разрушения. Это обусловлено тем, что изменение размера зерна повышает разрушающее напряжение на большую величину, чем предел текучести. Перегрев при закалке приводит к росту аустенитного зерна и снижению вязкости разрушения.

Некоторое снижение K_{IC} низкоотпущенных сталей может быть обусловлено также наличием нерастворенных при закалке карбидов.

Для объяснения полученных результатов были проведены фрактографические исследования, которые показали, что разрушение образцов после закалки и низкого отпуска носит квазихрупкий характер. В изломе видны нерастворенные карбиды и неметаллические включения. Энергоёмкость определяется количеством и распределением участков вязкого разрушения.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ С 5% ХРОМА

Худорожкова Ю. В., Гервасьев М. А., Плишкина Ю. Г.

УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия,

mvd@mtf.ustu.ru

Кардинальные изменения в экономике России за прошедшее десятилетие коснулись и производства прокатных валков. Рыночная среда заставляет отечественных производителей валков конкурировать с ведущими мировыми поставщиками, а металлургические комбинаты получили возможность выбора валков, изготовленных по разным технологиям.

Изменение содержания хрома от 2 до 5% существенно увеличивает глубину закаленного слоя валков с соответствующим увеличением износостойкости и твердости. Совершенствование термообработки и управление остаточными напряжениями может играть существенную роль в предотвращении катастрофических повреждений валков при ненормальных условиях прокатки.

Проведенное сравнительное изучение структуры, фазовых превращений и свойств валковых сталей 9Х5СМФ и 65Х5СМФ после закалки от различных температур, показало, что увеличение количества остаточного аустенита происходит за счет растворения карбидных фаз при повышении температуры закалки.

Увеличение температуры нагрева стали под закалку до 1000°С повышает твердость закаленных сталей. Дальнейшее повышение температуры приводит к увеличению размера зерна аустенита, а также к понижению твердости, что связано с увеличением количества остаточного аустенита. Структура закаленной стали до температуры 1000 °С представляет собой пакетный мартенсит и карбиды. После закалки выше температуры 1000 °С структура состоит из частично двойникового мартенсита, равномерно распределенных избыточных карбидов и остаточного аустенита.

Кинетика роста аустенитного зерна в легированных сталях обуславливается, в основном, растворением карбидов.

Полученные в данном исследовании результаты дают возможность уточнить и детализировать влияние легирования и условий нагрева под закалку на структуру и фазовый состав сталей. Это дает возможность учитывать закономерности формирования свойств сталей с 5% хрома для валков холодной прокатки при основной операции термической обработки – закалке.

Образцы предварительно закаливали от температуры 950 °С: 65Х5МФС – твердость 61 HRC, 9Х5МФС – твердость 64,1 HRC.

В результате низкого отпуска твердость снижается на 3...5 HRC по сравнению с исходным закаленным состоянием. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 450 °С приводит к незначительному снижению твердости.

При увеличении температуры отпуска выше 450 °С разупрочнение стали, закаленной от 950 °С, идет более интенсивно, чем в случае закалки от более высоких температур.

Разупрочнение стали обусловлено уменьшением содержания углерода в мартенсите, снижением плотности дислокаций и уровня микроискажений.

Более высокая твердость после низкого отпуска образцов, закаленных от 950°С, по сравнению с твердостью образцов, закаленных от более высоких температур, обусловлена пониженным содержанием остаточного аустенита.

СТРУКТУРА И ЛИКВАЦИОННАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ СПЛАВА ЖС36ВИ МОНОКРИСТАЛЬНЫХ ЛОПАТОК ТВД

Черкашнев Г. В., Хадыев М. С., Худорожков С. В.

ТУРБОМЕТ, УГТУ-УПИ, Екатеринбург,
АВИАДВИГАТЕЛЬ, Пермь, Россия,
walrus@r66.ru

Как показал анализ литературы по проблеме создания жаропрочных никелевых сплавов, наиболее перспективным в настоящее время для отливки монокристалльных лопаток для современных ГТД 4...5 поколения является безуглеродистый жаропрочный никелевый сплав ЖС36ВИ.

Методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг была получена информация о структуре монокристаллов сплава ЖС36. Объектами исследования служили отливки диаметром 13 мм и перо рабочей лопатки турбины, полученные при скорости кристаллизации 3 мм/мин.

На монокристалльных отливках изучена структура по стадиям стандартной термической обработки сплава ЖС36ВИ:

- после гомогенизации (ВТО: 1310°C, 4 часа);
- после ВТО + высокий отжиг (ВО: 1030°C, 4 часа);
- после ВТО + ВО + низкий отжиг (НО: 870°C, 32 часа).

Проведенное исследование показало, что структура сплава ЖС36ВИ после ВТО, ВТО + ВО и ВТО + ВО + НО практически идентична: следующие за ВТО нагревы не приводили к существенным изменениям фазового состава и структуры.

Основными структурными составляющими в сплаве ЖС36ВИ являются:

- ($\gamma + \gamma'$)-основа, для которой характерны γ' -частицы размером $\sim 0,3$ мкм с плоскостной огранкой и кубоидной формой, разделенные прослойками γ -фазы. Толщина γ -прослоек может существенно различаться, и эти различия обнаруживаются наиболее явно после ВТО, а последующие отжики делают толщину γ -прослоек более однородной;
- крупные кристаллы первичной γ' -фазы с прилегающими к ним двухфазными ($\gamma + \gamma'$)-объемами материала, в которых γ' -частицы имеют относительно большие размеры и неправильную форму.

Помимо существования двух описанных выше основных типов структур, исходная дендритная неоднородность монокристаллов проявляется в нарушении регулярности размеров и формы γ' -частиц в ($\gamma + \gamma'$) основе, в образовании протяженных дислокационных скоплений или в формировании отчетливо выраженных субграниц, соответствующих, очевидно, границам дендритных ячеек.

Изучено влияние дендритной неоднородности на структуру сплава ЖС36ВИ – моно. Структура монокристаллов сплава ЖС36ВИ сформирована столбчатыми дендритными ячейками, вытянутыми в направлении роста [001]. Дендритная ликвация оказывает существенное влияние на структуру сплава:

- в осях дендритов γ' -частицы имеют кубоидную форму и характерный размер, порядка 0,3 мкм;
- с удалением от оси к границам дендритных ячеек имеет место огрубление основной двухфазной ($\gamma + \gamma'$) структурной составляющей, а на границах ячеек присутствуют крупные кристаллы эвтектической γ' -фазы;

- для располагающихся вдоль границ дендритных ячеек кристаллов эвтектической γ' - фазы типичны различия размеров и формы.

Микрорентгеноспектральный анализ выявил заметные различия химического состава, обусловленные дендритной ликвацией.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ И ДТА ЭФФЕКТОВ ОХЛАЖДЕНИЯ ТРУБНЫХ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Пышминцев И. Ю., Хотинцов В. А., Михайлов С. Б., Михайлова Н. А.*

ГОУ ВПО Уральский государственный технический университет–УПИ,

** ГОУ ВПО Уральский государственный университет путей сообщения,
Россия, г. Екатеринбург,*

msb@mail66.ru

С целью изучения фазовых превращений при охлаждении с температуры аустенизации (900 °С, 30 мин.) в образцах трубных среднелегированных сталей 09Г2С, 26ХНМФ, 37ХГ, 48Г2БМ, проводили определение с помощью дилатометра и дифференциального термического анализа (ДТА) эффектов в диапазоне скоростей охлаждения от 0,05 до 7,2 °С /сек.

При малых скоростях охлаждения (менее 0,2°С/сек) зафиксировано традиционное раздвоение эффектов распада переохлажденного аустенита доэвтектоидных сталей, отражающих появление феррита и далее ФКС. С увеличением скорости охлаждения наблюдается исчезновение данного проявления по обоим методикам. При температурах ниже 250 °С на дилатограммах выявляется значительный эффект уменьшения размеров образцов, усиливающийся с повышением скорости охлаждения.

Высказано предположение, что в анализируемых сталях, с увеличением скорости охлаждения после полной аустенитизации происходит изменение диффузионного механизма распада переохлажденного аустенита с формированием феррита и далее ФКС, на механизм превращения «рекристаллизационного» типа без концентрационных изменений [1].

В этом случае должен формироваться пересыщенный по углероду феррит, способный распадаться «самоотпуском». Очевидно, последнее фиксируется дилатограммами при температурах ниже 250 °С в виде сокращения размеров образцов.

В случае подтверждения этого предположения другими методиками, в отличие от общепризнанной схемы: переохлажденный аустенит – карбиды – бейнит, возникает дополнительная схема среднетемпературного формирования структуры сталей при охлаждении после аустенитизации по схеме: переохлажденный аустенит – феррит – карбиды.

1. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В.Курдюмов, Л.М.Утевский, Р.И.Энтин М.: Наука, 1977. 236 с.

ГРАДИЕНТНЫЕ КОМПЛЕКСНЫЕ ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ МОНОКРИСТАЛЛЬНЫХ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК ТЕПЛОНАПРЯЖЁННЫХ ГТД

Кузнецов В. П., Лесников В. П., Репина О. В.

ТУРБОМЕТ, УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,
walrus@r66.ru

В настоящее время жаростойкие защитные покрытия с заданным ресурсом при высоких температурах и требуемыми свойствами, возможно получить только последовательным чередованием различных технологий: газоциркуляционного метода (ГЦП), ионно-плазменной технологии (ИПП) и электронно-лучевого напыления (ЭЛН). [1]

Были разработаны и сконструированы комплексные диффузионно-конденсационные защитные покрытия, имеющие градиентное распределение легирующих элементов по толщине: формирование на поверхности сплава лопаток диффузионного барьерного слоя, последующее нанесение многослойных конденсированных слоёв, состоящих из легированных слоев на основе NiCoCrAlY, и внешнего слоя на основе легированной β -фазы NiAl или керамики $ZrO_2 : Y_2O_3$.

Создано комплексное градиентное покрытие ГЦП CrAl + NiCrAlTaReY + Al-NiCrY, обладающее уникальными защитными свойствами при $T = 1100\text{--}1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, предназначенное для монокристалльных лопаток из сплава ЖС36ВИ [001] перспективных ГТД с температурой газа на входе в турбину 1820 К. Градиент концентраций по Al на границах ГЦП CrAl – NiCrAlTaReY – AlCrNiY стабилизирует структурное и фазовое состояние комплексного покрытия, а легирование внутреннего слоя Re и Ta значительно повышает термостабильность за счёт снижения диффузионной проницаемости, что обеспечивает высокую работоспособность композиции сплав – защитное покрытие при испытаниях.

Внешняя зона такого покрытия состоит из β -фазы NiAl, содержащей 20 мас.% Al. Внутренний слой покрытия состоит из смеси легированных (β , γ' , γ)-фаз, а на границе со сплавом находится легированная β -NiAl фаза, содержащая 18 мас.% Al. Данная β -фаза формируется при нанесении ГЦП CrAl и является естественным диффузионным барьером; обеспечивает хорошую адгезию слоев между собой и сплавом; имеет низкие параметры диффузии тугоплавких элементов как из сплава в покрытие, так из конденсационного покрытия в сплав.

Длительная прочность образцов с комплексным покрытием (испытания при $T = 975\text{--}700\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 30\text{--}88,5\text{ кг/мм}^2$) возрастает на 20...50% по сравнению с образцами из сплава ЖС36ВИ без покрытия, особенно в области высоких температур и напряжений.

Созданная система производства комплексных покрытий может быть базой для решения проблемы нанесения защитных покрытий на монокристалльные лопатки с проникающим (транспирационным) охлаждением для новейших двигателей 5-го поколения.

1. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Защитные покрытия лопаток турбин ГТД / в сб: Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ (юбилейный сборник). – М.: *МИСИС*, «ВИАМ», 2002, с. 70 - 81

ЖАРОПРОЧНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ И ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК СОВРЕМЕННЫХ ГТД

Коряковцев А. С., Кузнецов В. П., Лесников В. П., Репина О. В.

ОАО «Авиадвигатель», Пермь, Россия,
ООО «ТУРБОМЕТ», УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,
walrus@r66.ru

Создание рабочей лопатки ТВД определяет современный уровень газотурбинной технологии и является комплексной металлургической, технологической, материаловедческой и конструкторской проблемой.

Длительная жаропрочность ($T = 975\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 50\text{ час.}$) никелевых сплавов для рабочих лопаток ТВД авиационных ГТД разработки ОАО «Авиадвигатель» за последние 25 лет возросла с 240 МПа (сплав ЖС6УВИ) до 360 МПа (сплав ЖС36ВИ). Это достигнуто за счёт системы легирования сплавов, что позволило увеличить $T_{п.р.}^{\gamma'}$ с 1210 до 1295 $^{\circ}\text{C}$ и поднять объёмную долю упрочняющей γ' -фазы в сплавах до 75%.

Подробно рассмотрены результаты систематического исследования структурной и фазовой стабильности безуглеродистого монокристаллического сплава ЖС36ВИ [001], его прочностных свойств. Для данного сплава получена зависимость длительной прочности (σ) от параметра Ларсена–Миллера (P). На основании зависимости $\sigma(P)$ проведена оценка значений длительной прочности сплава ЖС36ВИ [001] при температурах 900, 1000, 1100 и 1200 $^{\circ}\text{C}$ и ресурсе до 1000 часов, а также сделано сопоставление с другими жаропрочными рений содержащими сплавами ЖС32ВИ, ЖС47ВИ, ЖС49ВИ, CMSX-4 и CMSX-10. В настоящее время сплав ЖС36ВИ [001] является одним из лучших для ГТД нового поколения.

Для обеспечения назначенного ресурса рабочих и сопловых лопаток ТВД наземных ГТУ, созданных на базе двигателя ПС-90А, оптимизирован состав и получен коррозионностойкий жаропрочный никелевый сплав ЧС-70УВИ, обеспечивающий длительную прочность $\sigma_{100}^{900^{\circ}\text{C}} = 280\text{ МПа}$. Фазовый состав сплава: γ , γ' , Me_5V_3 , MeC , Me_{23}C_6 , количество γ' -фазы 52 об.%, а $T_{п.р.}^{\gamma'} = 1175\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Разработаны научные основы конструирования комплексных диффузионно-конденсационных защитных покрытий для наружной поверхности охлаждаемых лопаток ТВД с большим ресурсом работы – нанесение ГЦП на внутренние поверхности с формированием барьерного слоя на наружной поверхности и последующее нанесение конденсационных покрытий системы NiCoCrAlY . Барьер образуется путём создания β -фазы $(\text{Ni}, \text{Co})\text{Al}$, которая обеспечивает хорошую адгезию слоёв между собой и основой, имеет низкие параметры диффузии элементов как из сплава в покрытие, так и из покрытия в сплав.

Для лопаток ТВД авиационных ГТД из сплавов ЖС26ВИ, ЖС6УВИ, ЖС36ВИ сконструированы следующие защитные покрытия регламентированной толщины: ГЦП (Ga , CrAl) + СДП-2 + ВСДП-16 (ВП) (ВСДП-18 (ВП)).

Для лопаток ТВД стационарных (энергетических) ГТД из коррозионно-стойких сплавов ЧС-70УВИ, ЧС-88ВИ, ЧС-104ВИ разработаны следующие комплексные покрытия: ГЦП (CoAl) + СДП-1 (СДП-6); ГЦП (CoAl) + СДП-1 (СДП-6) + КДП-1.

Впервые в отечественной практике разработаны режимы и технология горячего изостатического прессования (ГИП) лопаток из сплавов ЖС6УВИ, ЧС-70УВИ, ЖС26ВИ и ЖС36ВИ для устранения микропористости в лопатках. Проведение ГИП способствует стабилизации механических свойств, росту пластичности сплавов, повышению длительной прочности и предела выносливости, что, в итоге, значительно повышает ресурс лопаток.

МОНОКРИСТАЛЛЬНЫЕ ЛОПАТКИ ИЗ СПЛАВА ЖС36ВИ [001] ДЛЯ ДВИГАТЕЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Кузнецов В. П., Лесников В. П.

ТУРБОМЕТ, УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,
walrus@r66.ru

Создание рабочей лопатки ТВД определяет современный уровень газотурбинной технологии и является комплексной металлургической, технологической, материаловедческой и конструкторской проблемой и решается, как правило, конструкторами и металловедами совместно.

Для современных теплонапряжённых ГТД рабочая лопатка ТВД изготавливается из жаропрочного сплава на никелевой основе со специальным легированием, выполненная монокристаллическим литьём с точностью выдерживания основной (профильной) ориентации 5° и азимутальной – 10° [1].

В работе исследованы тонкая структура, фазовый состав, ликвационная неоднородность и свойства безуглеродистого монокристаллического сплава ЖС36ВИ, легированного Re. Отливки монокристалльных образцов и лопаток с кристаллографической ориентацией [001] осуществлялись на установках типа УВНК-8П без жидкометаллического охладителя с $V_{\text{крис.}} = 3$ мм/мин.

После проведения оптимальной термообработки для сплава типична однородная, дисперсная ($\gamma + \gamma'$) структура с очень высокой объемной долей упрочняющей γ' -фазы (75%) размером 0,3–0,4 мкм. В межосных участках размер γ' -частиц достигает ~ 1 мкм. Каких-либо вторичных выделений ТПУ - фаз и карбидов не обнаружено.

Увеличение количества γ' -фазы, улучшение её морфологии и повышение её термической стабильности в безуглеродистом сплаве ЖС36ВИ привело к значительному росту длительной жаропрочности сплава и кратковременных механических свойств. Кристаллографическая ориентировка монокристалла ЖС36ВИ [001] вдоль оси растяжения не нарушается вплоть до разрушения; наблюдаются лишь азимутальные развороты участков $\gamma/\gamma' \leq 5^\circ$.

Для данного сплава получена зависимость длительной прочности (σ) от параметра Ларсена–Миллера (P). На основании зависимости $\sigma(P)$ проведена оценка значений длительной прочности сплава ЖС36ВИ [001] при температурах 900, 1000, 1100 и 1200°C и ресурсе до 1000 часов, а также сделано сопоставление с другими жаропрочными рений содержащими сплавами ЖС32ВИ, ЖС47ВИ, ЖС49ВИ, CMSX-4 и CMSX-10.

Так как современные жаропрочные никелевые сплавы не обладают высокой жаростойкостью, то для охлаждаемых монокристалльных лопаток из сплава ЖС36ВИ [001] сконструированы градиентные комплексные защитные покрытия.

В настоящее время изготовлены мотокомплекты рабочих лопаток ТВД из сплава ЖС36ВИ и они проходят испытания в составе двигателей ПС - 90А и ПС - 90А2.

1. Каблов Е.Н., Демонис И.М. – Перспективные технологические процессы литья лопаток ГТД // В сб.: Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ (юбилейный сборник). – М.: МИСИС, «ВИАМ», 2002, с. 58 – 70.

СИСТЕМА МОНИТОРИНГА ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ КАЧЕСТВА ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Лесников В. П., Кузнецов В. П.

ООО «ТУРБОМЕТ», Екатеринбург, Россия,
walrus@r66.ru

Тенденция повышения мощности и широкое применение газотурбинных двигателей в качестве энергетических установок: авиационных, судовых, мобильных и стационарных энергетических, газоперекачивающих агрегатов породили целый ряд материаловедческих проблем. Особое место среди них занимает долговечность и надежность деталей проточных частей турбины, работающих при высоких температурах и знакопеременных нагрузках в условиях динамического контакта с агрессивными средами. Наиболее остро стоит вопрос долговечности турбинных лопаток, работоспособность которых во многом определяет срок службы и экономичность двигателя.

Многогранность проблемы требует системного подхода и осуществления производственного и эксплуатационного мониторинга для её решения.

По разработанной системе проводятся многоуровневые исследования авиационных, энергетических и газоперекачивающих газотурбинных двигателей (ГТД).

Первый уровень – изучения условий эксплуатации; второй уровень – мониторинг эксплуатационной повреждаемости с целью определения ведущих факторов, ответственных за надёжность и ресурс; третий уровень – разработка материалов и защитных покрытий, обеспечивающих технические параметры и заданный ресурс турбины.

На основе многоуровневого исследования предложены критерии системы мониторинга производственного и эксплуатационного качества лопаток, предложена многокритериевая оптимизация композиции сплава – покрытия и система обеспечения качества лопаток двигателей различного назначения.

На ближайшую перспективу технологический облик высокотемпературной рабочей лопатки ГТД определился. Это лопатка:

- выполненная монокристаллическим литьем с точностью выдерживания основной (профильной) ориентации 5° и азимутальной ориентации 10° ;
- из сплава на никелевой основе со специальным легированием;
- имеющая оптимизированные для данной лопатки развитую систему внутреннего охлаждения и развитую перфорацию на профиле для обеспечения пленочного охлаждения (отверстия диаметром 0,2 ... 0,5 мм под углом до 30° к поверхности);
- имеющая защитное покрытие на пере, обеспечивающее защиту от окисления до 1200°C , подбираемое в зависимости от материала лопатки и условий ее работы;
- имеющая диффузионное защитное покрытие на внутренних полостях;
- имеющая высокотвердое ремонтно-пригодное покрытие на торце пера;
- с упрочненным обдувом микрошариками хвостовиком.

Важнейший термодинамический параметр, определяющий к.п.д. ГТД – температура газа перед турбиной во многом зависит от правильно выбранных материала лопатки и защитных покрытий. Современные покрытия с правильно сконструированной системой охлаждения обеспечивают эксплуатацию лопаток при температуре всего на 50°C ниже температуры начала плавления сплава.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕДИ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ “ABC”- ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Конькова Т. Н., Миронов С. Ю., Салищев Г. А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

Konkova_05@mail.ru

Целью данной работы было комплексное изучение деформационного поведения меди в условиях интенсивной “abc”- деформации при комнатной температуре. Деформация осуществлялась посредством последовательных операций сжатия приблизительно на 40% вдоль трех ортогональных осей образца (так называемая “abc”- деформация). В процессе работы было исследовано механическое поведение образцов, подверженных 1, 4, 7 и 9 осадкам, характер макроструктуры, изменение морфологии зерен и эволюция спектра разориентировок, а также проведен анализ тонкой микроструктуры с помощью просвечивающей микроскопии. Механические испытания проводились на испытательной машине RMS-100 фирмы “Schenck” при комнатной температуре при начальной скорости деформации $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Образцы для микроструктурных исследований готовились стандартными металлографическими методами. Микроструктурные исследования проводили на оптических микроскопах “Metaval”, “Axiovert 100A” и автоматическом структурном анализаторе “Epiquant”. Размер зерен определяли методом секущих с помощью программы KSLITE. Исследование спектра разориентировок проводился по результатам EBSD-анализа. Электронно-микроскопические исследования проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2000EX.

Механическое поведение характеризовалось наличием “плато” на начальном участке деформационных кривых, а также непрерывном ростом прочности с деформацией. Исследование макроструктуры показало, что во всем исследованном диапазоне деформаций пластическое течение являлось макроскопически неоднородным. Изучение микроструктуры в центральной (наиболее деформированной) области выявило значительное изменение морфологии и размеров зерен. Исходная равноосная микроструктура преобразовывалась сначала в полосовую, а на завершающих этапах деформации – опять в равноосную. Выявлено радикальное уменьшение размеров зерен – от 100 мкм до 0,5 мкм. Установлена нестабильность границ разориентации по отношению к деформации. Обнаружено, что изменения на отдельных границах носят хаотичный характер, тогда как весь спектр разориентировок эволюционирует целенаправленно. Установлено, что спектр разориентировок границ слабо зависит от степени накопленной деформации и характеризуется преобладанием 35°, 45° и 60°- границ. Электронная микроскопия показала, что микроструктура исходного состояния характеризовалась кристаллитами относительно крупных размеров, внутри которых наблюдались дислокации. В этом состоянии отмечалась тенденция дислокаций группироваться в субграницы. Эти результаты стыкуются с EBSD-анализом, где также выявлено образование субграниц. Анализ структуры сильнодеформированного образца обнаружил протекание микродвойникования. Результаты исследования показывают эффективность метода “abc”- деформации для измельчения микроструктуры в меди до субмикронного уровня.

БЕЗУГЛЕРОДИСТЫЕ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИЕ СТАЛИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ПРОВОЛОКИ

Мальцева Л. А, Грачев С. В, Мальцева Т. В, Озерец Н. Н, Рубцова М. И,
Вязникова Е. А.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия

mvd@mtf.ustu.ru

В рамках данной работы проводились исследования новых коррозионно-стойких сталей, предназначенных для производства проволоки. Предполагалось получение химических составов сплавов, позволяющих иметь после закалки как полностью мартенситную или аустенитную структуру, так и гетерофазную, например δ -феррит и аустенит, аустенит и мартенсит. Это вызвано тем обстоятельством, что до настоящего времени не полностью раскрыты технологические возможности гетерогенных сталей и, в частности, их поведение при холодной пластической деформации, образование мартенсита деформации, различное деформационное упрочнение.

Были выплавлены стали, в которых структура в закаленном состоянии представляла собой массивный мартенсит, аустенит, а также мартенсит и δ -феррит, аустенит и δ -феррит и чистый феррит; при этом в составе сталей изменялось или соотношение никеля и кобальта при одинаковом содержании остальных элементов, или алюминия.

На всех исследуемых сталях различного структурного класса изучалось влияние температуры нагрева под закалку в интервале температур 800 – 1200 °С с целью выбора оптимальной температуры нагрева под закалку для каждой исследуемой стали, влияние холодной пластической деформации волочением на свойства проволоки диаметром 2,0 и 0,8 мм, а также изучалось влияние последующего старения в интервале температур 300 – 700 °С как на предварительно закаленной, так и на деформированной со степенью обжатия 80% проволоке.

На проволоке диаметром 0,8 мм стали 03X13H8K5M2Ю2Т аустенитно-ферритного класса удалось получить высокие значения прочностных свойств (после обработки: закалка от 1000 °С + холодная пластическая деформация + старение 500 °С, 1 час), которые составляли: $\sigma_b = 2530$ МПа, $\psi = 43\%$, кручение 22–23, что превышает свойства проволоки мартенситно-стареющих сталей после такой же обработки ($\sigma_b = 1780$ МПа, $\psi = 40\%$, кручение 18). Из всех исследуемых сталей удалось получить проволоку указанных диаметров.

Методом фазового рентгеноструктурного и микроспектрального анализа, а также дифференциально-термического анализа, были выявлены температурные интервалы выделения и составы упрочняющих фаз в исследуемых сталях.

Так как все стали являются многокомпонентными, то в них могут выделяться при различных режимах охлаждения различные по составу, свойствам, морфологии и характера выделения (объемные или зернограницные) фазы. Однако их влияние на свойства сплава неоднозначное. Одной из задач исследования является определение степени влияния на свойства сплавов интерметаллидных фаз. В стали мартенситно-стареющего класса упрочняющей является фаза Ni_3Ti , выделяющаяся при старении пересыщенного мартенсита; в стали аустенитно-ферритного класса упрочняющей является фаза $NiAl$, выделяющаяся из ОЦК фазы (вследствие изоморфности решеток). В сталях аустенитного класса с метастабильным аустенитом высокопрочное состояние достигается после закалки, деформации и старения за счет выделения $NiAl$ и мартенсита деформации.

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАРЕЮЩИХ СТАЛЯХ

Мальцева Л. А., Грачев С. В., Мальцева Т. В., Озерец Н. Н., Гильфанова И. И.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия

mvd@mtf.ustu.ru

Коррозионно-стойкие стали аустенитного и аустенитно-ферритного классов проявили себя как перспективный материал вследствие хорошего сочетания прочностных, пластических и служебных свойств.

На кафедре металловедения УГТУ-УПИ разработаны безуглеродистые высокопрочные стали с аустенитной (патент РФ № 2252977) и аустенитно-ферритной (патент РФ № 21163733) структурой на железо-хром-никелевой основе, дополнительно легированные кобальтом, молибденом, титаном примерно в одинаковом количестве, но существенно отличающиеся по содержанию алюминия в сторону его увеличения, что обеспечило возможность перехода стали в другой структурный класс.

Обе исследуемые стали имеют ряд общих закономерностей:

- Относительно невысокая твердость аустенита в закаленном состоянии. В связи с этим интегральные прочностные свойства этих сталей в закаленном состоянии относительно невысоки.

- Наличие деформационно-метастабильного аустенита (в обеих сталях), который при холодной пластической деформации испытывает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с образованием мартенсита деформации.

- Слабое закалочное старение этих сталей, присущее обоим твердым растворам (δ -ферриту и аустениту) и интенсивное деформационное старение, протекающее в мартенсите деформации.

Однако исследуемые стали имеют и отличительные особенности, заключающиеся в том, что δ -феррит аустенитно-ферритной стали имеет в уже закаленном состоянии очень высокую твердость порядка 520-570 HV. Ранее было показано, что высокая твердость δ -феррита предположительно обусловлена выделением алюминидов непосредственно из жидкого расплава. Выделение интерметаллидной фазы (алюминид NiAl) происходит не только при кристаллизации, но и из пересыщенного твердого раствора. Это наиболее вероятно, так как этот алюминид имеет подобную кристаллическую решетку. Микрорентгеноспектральным анализом было показано, что данный алюминид содержит несколько элементов, по крайней мере: железо, хром, алюминий, молибден, титан.

Аустенит в исследуемой аустенитной стали является термически стабильной фазой вплоть до охлаждения в жидком азоте, но, как было сказано выше, является деформационно-нестабильным и полностью превращается в мартенсит деформации при больших суммарных деформациях. Следует отметить высокую технологическую пластичность безуглеродистого аустенита, что позволило провести холодную пластическую деформацию волочением с обжатием $\epsilon = 1,64$ (с диаметра 14 мм до диаметра 3,2 мм) без промежуточной смягчающей термической обработки. При этом прирост прочности σ_b составил 770 МПа. Высокое упрочнение аустенитных сталей имеет свое продолжение и может быть использовано при проведении больших суммарных деформаций с использованием наковальни Бриджмена, что позволит не только получить высокие значения твердости высокодеформированной стали, но и приведет к дополнительному упрочнению при последующем нагреве (старении).

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОСЛЕ СВАРКИ МЕТОДОМ ТВЧ

Выбойщик Л. М.

ТГУ, Тольятти, Россия,
wervolff@yandex.ru

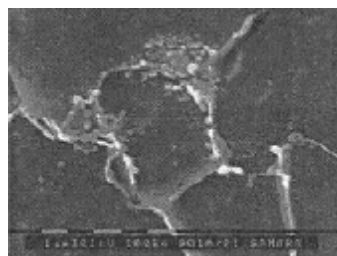
Сварные изделия, полученные методом ТВЧ, традиционно подвергают нормализации для снятия остаточных напряжений. В работах С. Ю. Платонова с соавторами было показано, что замена нормализации на высокий отпуск позволяет повысить коррозионную стойкость, ударную вязкость и пластичность сварных соединений сталей 20 и 09ГСФ.

Вопросы замены нормализации на высокотемпературный отпуск в настоящее время решается на заводах, производящих сварные трубы методом ТВЧ. Это требует дополнительных исследований для каждой марки стали и отработки технологии на имеющемся оборудовании. В работе представлены исследования влияния режимов термообработки основного металла и сварного шва на стойкость к общей коррозии, стойкость к водородному растрескиванию и микроструктуру сварного соединения.

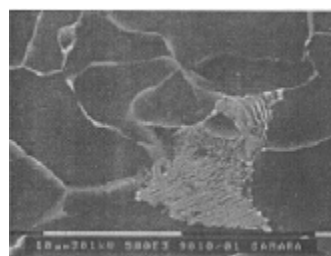
Для исследований была использована прямошовная нефтегазопроводная труба Ø 219×8, изготовленная методом высокочастотной сварки из рулонной стали 13ХФА производства ОАО «Северсталь». Трубы были подвергнуты термической обработке: нагреву до 720°C с последующим охлаждением на воздухе и нормализации 900°C. Металл таких труб после отпуска при температуре 720°C в течение 3 мин с последующим охлаждением на воздухе характеризуется высокой стойкостью к коррозионному поражению в сероводородсодержащей среде НАСЕ, тип А. Скорость коррозии основного металла и сварного шва близки и не превышают 0,37 г/м² ч. Коррозия имеет равномерный характер. Блистерингов (водородных вздутий) не выявлено. Водородных трещин в металле не обнаружено (CLR = CTR = 0%)

Исследования микроструктуры показали, что после сварки ТВЧ в зоне термического влияния сварного соединения из-за большой скорости охлаждения образуется мартенсито-бейнитная структура. При нормализации она трансформируется в феррито-перлитную структуру с пластинчатым перлитом, а после высокого отпуска образуется структура зернистого перлита. Эти структурные отличия и обуславливают более высокие механические свойства и коррозионную стойкость сварного соединения после высокого отпуска.

Структура перлитной составляющей сварного соединения после нормализации и высокого отпуска показана на рис.1.



а) ×10000



б) ×5000

Рис.1. Структура перлитной фазы после высокого отпуска (а) и нормализации (б)

Проведенные испытания показали, что высокотемпературный отпуск от 720⁰С позволяет получить большую идентичность механических и коррозионных свойств основного металла и сварного соединения, чем традиционный метод нормализации с температур 900–920⁰С. Использование в нефтепроводах труб, сваренных методом ТВЧ с последующим высоким отпуском при 700⁰С, должно повысить надёжность и срок эксплуатации нефтепроводных систем.

ОТРАЖЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА ЗАКАЛЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 7075 В ИЗМЕРЕНИЯХ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Михайлов С. Б., Михайлова Н. А.*, Замятин В. М., Папилин И. Л.

*ГОУ ВПО Уральский государственный технический университет–УПИ,
* ГОУ ВПО Уральский государственный университет путей сообщения,
Россия, г. Екатеринбург,
msb@mail66.ru*

При исследовании образцов высокопрочного алюминиевого сплава 7075 методом дифференциального термического анализа (ДТА) была показана возможность регистрации тепловых эффектов, сопровождающих процессы старения закаленных состояний. Для уточнения особенностей изменения этих эффектов была проведена серия измерений в условиях различных скоростей нагрева закаленных и отожженных от 485 °С (выдержка 2 часа) состояний образца.

Измерения проводились на приборе Курнакова, оборудованном двухкоординатным потенциометром. В качестве эталона использовался образец чистого алюминия в отожженном состоянии. Закалка образцов осуществлялась из лабораторной печи, а отжиг с печью – непосредственно в измерительной ячейке после нагрева закаленного состояния. Изменение скорости нагрева осуществлялось за счет изменения тока печи установки, который в процессе регистрации кривой ДТА оставался постоянным.

Предполагалось, что в процессе отжига полностью снимается пересыщение твердого раствора сплава. В связи с этим, разность кривых ДТА закаленного и отожженного состояний должна отражать тепловые эффекты распада пересыщенного твердого раствора сплава. Эта разность представляла собой колоколообразную кривую, форма, высота и температурное положение максимума которой зависело от скорости нагрева предварительно закаленного состояния сплава.

Измерения показали, что с уменьшением скорости нагрева максимум эффектов смещался от 500 °С до 100°С. Форма кривой имела монотонный колоколообразный характер, что позволило предположить возможность регистрации в процессе измерения серии тепловых эффектов для различных фиксированных температур.

На основе этого построены С-образные кривые проявления регистрируемых эффектов. Высказано предположение, что эти эффекты отражают не менее восьми стадий и вариантов распада пересыщенного твердого раствора сплава 7075. При этом каждый вариант распада сдвинут по шкале температур на 40....60 градусов относительно друг друга.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ Cr-Ni-Mo ХОРОШО СВАРИВАЕМЫХ СТАЛЕЙ

Мотовилина Г. Д., Пазилова У. А., Хлусова Е. И.

*ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия,
vvv@prometey2.spb.su*

В сварных соединениях из высокопрочных сталей типа АБ, созданных на основе низкоуглеродистых хромоникельмолибденовых сталей для применения в крупногабаритных сварных конструкциях различного назначения (в корпусах судов ледового плавания, в плавучих буровых установках, для морских стационарных ледостойких платформ, в сооружениях для защиты от наводнений и др.) большие габариты корпусных конструкций не позволяют проводить их отпуск, а дорогостоящий предварительный подогрев или использование аустенитных сварочных материалов значительно усложняют технологию сварки.

Для обеспечения сварки низколегированными сварочными материалами без подогрева и для предотвращения образования холодных трещин необходимо не только ограничивать легирование, но и добиваться формирования оптимальной структуры в зоне термического влияния сварного соединения, стойкой к воздействию термического цикла сварки.

Целью настоящей работы является исследование влияния химического состава основного металла и режимов сварки на структуру и свойства зоны термического влияния сварного соединения хромоникельмолибденовой высокопрочной улучшаемой стали.

Исследования влияния легирования проводили на образцах, изготовленных из сварных соединений, выполненных ручным способом низколегированными электродами, из стали АБ2-1 толщиной 24 мм и стали с максимальным содержанием Ni толщиной 25 мм. Исследования влияния толщины свариваемого листа проводили на сварных соединениях, выполненных автоматической сваркой, из листов стали АБ2-1 толщиной 24 мм и АБ2-2 толщиной 35 мм.

Для исследования влияния способа сварки из стали марки АБ2-1 были изготовлены сварные соединения ручной, автоматической и механической сваркой в среде защитного газа (CO₂).

Для всех стыковых сварных соединений производились замеры микротвердости по зонам термического влияния сварного соединения и исследование структуры в ЗТВ методами оптической металлографии и электронной микроскопии. Исследование механических свойств сварных соединений выполняли на образцах, изготовленных и испытанных по ГОСТ 6996. Для испытания на ударный изгиб использовали образцы типа IX с надрезом в околошовной зоне.

При исследовании зоны термического влияния (ЗТВ) в сталях с разным уровнем легирования установлено, что крупнозернистая структура, образованная пакетным мартенситом и глобулярным бейнитом в стали марки с максимальным содержанием Ni, заменяется в менее легированной стали марки АБ2-1 на дисперсную бейнитно-ферритную структуру с небольшими островами отпущенного мартенсита, расположенного в стыках зерен.

Анализ влияния способа сварки на характеристики ЗТВ стали марки АБ2-1 и исследования влияния толщины листа на ЗТВ в сварном соединении, выполненном автоматической сваркой, показали, что формирование преимущественно бейнитной структуры в ЗТВ сварного соединения из стали марок АБ позволяет снизить твердость в зоне термического влияния сварного соединения, обеспечивая при этом высокую хладостойкость сварного соединения, что обуславливает требуемую равнопрочность с основным металлом и предотвращает образование холодных трещин при сварке и высокую работоспособность сварных соединений.

«НЕОБЫЧНЫЕ» СВОЙСТВА ОБЫЧНЫХ МЕТАЛЛОВ: ЭЛЕКТРОННЫЙ ТРАНСПОРТ В СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Марченков В. В.

*Институт физики металлов УрО РАН, г.Екатеринбург, Россия,
march@imp.uran.ru*

Электронные транспортные свойства чистых монокристаллов вольфрама, молибдена и рения с отношением сопротивлений $\rho_{293\text{K}}/\rho_{4,2\text{K}}$ до 10^5 были изучены в температурном интервале от 1,5 до 80 К и в магнитных полях до 30 Т. Было продемонстрировано, что транспортные свойства чистых переходных металлов в сильных магнитных полях определяются не только топологией поверхности Ферми. Механизмы рассеяния электронов проводимости также могут играть существенную роль в кинетических свойствах металлов. Показано, что в исследованных монокристаллах имеется несколько основных механизмов рассеяния электронов проводимости (электрон-поверхностное, внутри- и межлистное электрон-фононное, электрон-фонон-поверхность и электрон-дислокационное рассеяние). Детально был исследован каждый из этих процессов рассеяния, а также новые электронные эффекты, обусловленные этими механизмами рассеяния:

- статический скин-эффект (электрон-поверхностное рассеяние);
- температурный пробой и экспоненциальная температурная зависимость магнитосопротивления (межлистное электрон-фононное рассеяние);
- квадратичная температурная зависимость магнитосопротивления (электрон-фонон-поверхность);
- дислокационный пробой и внутренний статический скин-эффект (электрон-дислокационное рассеяние).

Показано, что обнаруженные в электронном транспорте эффекты могут быть использованы в качестве активных и пассивных устройств «металлической» криоэлектроники и криоэлектротехники.

Работа выполнена при частичной поддержке Фонда содействия отечественной науке.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НИКЕЛИРОВАНИЯ И БОРИРОВАНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВИБРОКИПАЮЩЕГО СЛОЯ

Грачёв С. В., Бушманов П. В., Колпаков А. С., Панина А. Ю.

УГТУ – УПИ, Екатеринбург, Россия,
mvd@mtf.ustu.ru

Борирование является одним из эффективных способов повышения твёрдости и износостойкости поверхностных слоёв деталей машин и механизмов. К недостаткам этого вида химико-термической обработки относится высокая хрупкость боридных слоёв, поэтому важной задачей является изыскание способов повышения пластичности боридных слоёв при сохранении их высокой твёрдости и износостойкости. Задача может быть решена с помощью комплексного насыщения поверхности бором и другими насыщающими элементами.

В работе исследованы процессы комплексного насыщения поверхности инструментальных сталей У12, ХВГ и Х12М и конструкционной стали 45 бором и никелем. Химико-термическая обработка проводилась по схеме: никелирование – борирование. Никелирование осуществлялось при температуре 500 °С в течение 10 минут. В силу особенностей формирования никелевого слоя в виброкипящей среде именно этот режим является оптимальным. Увеличение времени выдержки или концентрации насыщающего компонента приводит к получению неоднородного по толщине слоя. Чтобы получить однородный никелевый слой большей толщины процесс никелирования по указанной схеме повторялся 1, 3 и 5 раз. Затем проводилось борирование при 950 °С в течение 1 часа.

Исследовано влияние поэтапного никелирования и последующего борирования на структурообразование и свойства боридных слоёв. При проведении предварительного никелирования глубина боридного слоя увеличивается, по сравнению с чистым борированием, и, в дальнейшем, в зависимости от количества этапов никелирования изменяется по кривой с максимумом. Слои максимальной толщины на всех исследуемых сталях были получены при предварительном трёхкратном никелировании. Максимальный по глубине слой, полученный на стали 45, составил 150 мкм, а минимальный – на стали Х12М – составил 45 мкм. При пятикратном никелировании наблюдалось уменьшение толщины боридных слоёв на всех сталях.

Рентгеноструктурный анализ показал, что диффузионные слои состоят из боридов FeB и Fe₂B. В поверхностных слоях легированных сталей ХВГ и Х12М обнаружены бориды легирующих элементов типа Cr_xB.

Анализ результатов измерения микротвёрдости показал, что с увеличением степени легированности сталей микротвёрдость боридов FeB несколько увеличивается. Так, при чистом борировании для стали 45 она составляет 15440 МПа, а для стали Х12М – 18020 МПа. Проведение предварительного никелирования приводит к снижению микротвёрдости на всех исследуемых сталях, что свидетельствует о его пластифицирующем действии. Минимальные значения микротвёрдости наблюдаются при пятикратном предварительном никелировании и для тех же сталей составляет 12200 и 16700 МПа, соответственно.

Показано также, что применение виброкипящего слоя позволяет значительно интенсифицировать процесс диффузионного насыщения поверхности изделий и сократить время химико-термической обработки (что, в свою очередь, ведёт к снижению энергозатрат), а также снизить расход компонентов насыщающей смеси и повысить экологичность процесса химико-термической обработки.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ФЕРРОМАГНИТНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Ni_2MnGa С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Пушин В. Г., Коуров Н. И., Королев А. В.,
Марченкова Е. Б., Уксусников А. Н., Юрченко Л. И.

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
pushin@imp.uran.ru*

В настоящей работе были изучены два сплава системы Ni_2MnGa ($\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{25}$ в ат.%) с термоупругими мартенситными превращениями и предшествующим им ферромагнитным переходом. Как известно, в таких сплавах, в отличие от немагнитных сплавов других систем и химических составов, мартенситные превращения и обусловленные ими эффекты памяти формы можно регулировать внешним магнитным полем.

Исследования выполняли на сплаве $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии *in situ*, температурных измерений электросопротивления, термоЭДС, магнитосопротивления, деформации (изменение длины образцов в dilatометре или формы при изгибе на ЭПФ), магнитной восприимчивости и намагниченности в широком интервале температур (2,4–400 К).

В работе впервые данный сплав был подвергнут интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) как в исходном состоянии, так и в субмикроструктурном, полученном в результате сверхбыстрой закалки из расплава (БЗР) методом спиннингования.

ИПДК исходного литого сплава ($P = 3\text{--}5$ ГПа, 2–5 оборотов) не привела к благоприятным результатам: микроструктура сплава была неоднородной, хотя в отдельных участках образцов, преимущественно на периферии, произошло заметное измельчение зеренной структуры. Чрезвычайно эффективным оказалось применение ИПДК к БЗР-лентам, в результате чего была получена аморфно-кристаллическая структура. Обнаружено индуцированное интенсивной деформацией под высоким давлением мартенситное превращение с образованием новой, ранее неизвестной, фазы с аномально большой тетрагональностью ($c/a \approx 1,4$), квазистабильной в широком (до 300 °С), интервале температур. После завершения обратного мартенситного превращения такая аморфно-нанокристаллическая структура обладает повышенной стабильностью по отношению к прямому мартенситному превращению.

Отпуск ИПДК-сплавов приводит к однородному нанокристаллическому состоянию. При этом средний размер зерна можно регулировать в пределах (10–200) нм и более, варьируя температуру и длительность низкотемпературного отпуска. Обнаружено, что в нанозернах размером (20–100) нм мартенситные превращения происходят по механизму "монокристалл–монокристалл". В более крупных зернах мартенситные превращения по схеме $L2_1 \leftrightarrow 5M \leftrightarrow 7M$ реализуются с образованием одно-двух-трех-пакетной морфологии. Обнаружено также некоторое, более заметное, чем в исходных БЗР-лентах, снижение температур мартенситных превращений при сохранении высокой обратимости последовательности термоупругих мартенситных превращений в ИПДК-сплавах.

Работа выполнена при поддержке грантом "Аусферр", "Интелс", ММК.

НОВЫЕ МИКРОКОМПОЗИТНЫЕ ТВЕРДЫЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ КАРБОНИТРИДА И НИКЕЛИДА ТИТАНА

Григоров И. Г., Ермаков А. Н., Ермакова О. Н.,
Зайнуллин Ю. Г., Дюпин А. П.*, Пушин В. Г.*

Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

** Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*

pushin@imp.uran.ru

В данной работе синтезированы из порошков по технологии жидкофазного спекания спрессованных компактов и комплексно изучены, используя методы просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, механических свойств и твердости, металлокерамические композиты (керметы) карбонитрида-никелида титана. Исходные порошки карбидов представляли собой две модификации (со средним размером 3 мкм или 450 нм). Средний размер порошка никелида титана составлял 40 мкм.

Установлено, что все исследованные керметы в 100%-плотном, твердом, оптимальном по свойствам микрокристаллическом состоянии имеют средний размер твердых глобулярных зерен карбонитрида титана $Ti(C,N)$, близкий 5–6 мкм. Связующая фаза на основе $TiNi$, как правило, заполняет межкарбидные объемы вследствие первоначального расплавления и имеет на порядок меньше линейные размеры. Обнаружено, что важную роль играют количество связующей фазы (не менее 30 масс.%), температура и длительность спекания, а также режимы последующего низкотемпературного отжига. Показано, что химический состав связующей интерметаллидной фазы $Ti-Ni$ в керметах можно регулировать. В пересыщенной $B2$ -матрице $Ti-Ni$ при замедленном охлаждении или при изотермическом отжиге после закалки может быть реализован процесс низкотемпературного дисперсионного твердения за счет выделения избыточных дисперсных фаз. В конечном виде кермет представляет собой регулярный композит, состоящий из твердых глобулярных карбонитридов, вязкой матрицы $B2-TiNi$, упрочненной дисперсными наночастицами избыточных фаз.

Исследованные керметы в зависимости от режимов термообработки обладают различными механическими свойствами, варьируемыми по твердости в пределах 85–91 ед. HRA по Роквеллу, по пределу прочности на изгиб – 1100–1600 МПа. Высокопрочные керметы имеют дисперсионно-упрочненную связующую матрицу $B2-TiNi$. Важно также подчеркнуть, что последняя является метастабильной по отношению к термоупругому мартенситному превращению, как при охлаждении, так и при деформации. Данное обстоятельство приводит к некоторому повышению деформируемости (пластичности и вязкости при разрушении) твердых керметов ($B2-TiNi-TiC,N$) и это делает их существенно более привлекательными по сравнению с обычно хрупкими керметами.

Работа частично поддержана грантами РФФИ 04-03-96005, Правительства Свердловской области и интеграционным проектом №30 УрО и СО РАН.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА

Дюпин А. П., Коуров Н. И., Кунцевич Т. Э., Пушин В. Г.

*Институт физики металлов УрО РАН, Россия, Екатеринбург,
pushin@imp.uran.ru*

Многокомпонентные сплавы на основе TiNi (легированные железом, кобальтом, медью, гафнием или цирконием) были синтезированы методом быстрой закалки из расплава (БЗР) в тонкую длинномерную ленту спиннингованием со скоростями охлаждения $10^5 - 10^6$ К/с. Исследования структуры выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Измеряли также электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы (ЭПФ) сплавов.

Сплавы изучали в исходном состоянии и после отпуска по различным режимам. Установлены химические элементы и концентрационные интервалы легирования, обеспечивающие получение в БЗР-сплавах аморфного состояния, и режимы синтеза (закалки и термообработки), приводящие к формированию в них нанокристаллических или субмикрокристаллических состояний.

Показано, что в зависимости от химического состава, условий закалки и последующей термообработки в сплавах могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния. Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в БЗР-сплавах как в исходном состоянии, так и при последующей термообработке является возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании.

Аморфизация и наиболее дисперсные нанокристаллические структуры реализуются в способных к фазовому расслоению БЗР-сплавах. Сплавы с неограниченной растворимостью легирующих элементов наиболее трудно диспергируются при БЗР, хотя и в них удастся создать субмикрокристаллическую зеренную структуру (средний размер зерна до 0,2–0,3 мкм).

Легирование, особенности микроструктуры и фазового состава высокотемпературного аустенитного состояния сплавов определяют также температурные интервалы развития мартенситных превращений и типы образующихся мартенситных фаз (R, B19, B19'). Показано, что термоупругие мартенситные превращения и связанные с ними эффекты памяти формы в БЗР-сплавах различных составов могут быть реализованы в широком температурном диапазоне (от криогенных температур до 450К) и отличаются узким гистерезисом и высокой степенью обратимости однократного и обратимого ЭПФ.

Исследованы особенности структурных механизмов мартенситных переходов в нано- и субмикрокристаллических сплавах. Обнаружена смена механизма мартенситной перестройки от поливариантного (многопакетного) к попарно двойникованному (однопакетному), а затем к монокристаллическому мартенситу по мере измельчения зерна в интервалах: $> 0,5-1,0$ мкм; $0,1-0,5$ мкм; $< 0,1$ мкм.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами РФФИ 02-02-16420, 04-03-96005, 05-02-16728, интеграционным проектом №30 УрО и СО РАН.

СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА

Пушин В. Г., Валиев Р. З.*, Гундеров Д. В.*, Дюпин А. П.,
Жу Ю. Т.**, Куранова Н. Н., Уксусников А. Н.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
pushin@imp.uran.ru*

** Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия*

*** Лос-Аламосская национальная лаборатория, Лос-Аламос США*

Исследованы микроструктура и механические свойства объемных сплавов с эффектом памяти формы на основе Ti–Ni, подвергнутых сочетанной, комбинированной по оптимальным режимам интенсивной пластической деформации равноканальным угловым прессованием (РКУП) и последующей многократной холодной или теплой деформации прокаткой или волочением на разные степени, а также отжигам, промежуточным или завершающим.

В исходном микрокристаллическом состоянии данные сплавы имели средний размер зерна в несколько десятков (до 100) микрон. РКУП (с числом проходов от 4 до 12) обеспечивает формирование в сплавах однородной субмикрокристаллической (СМК) зеренной структуры. При этом средний размер зерна, снижаясь в 300–500 раз, достигает 0,2–0,3 мкм.

Умеренная холодная или теплая деформация (с суммарным обжатием на 25–30%) формирует в сплавах высокодефектную полосовую СМК-структуру мартенсита или аустенита, соответственно. Еще более усиливает дефектность, фрагментацию и дисперсность структуры сплавов деформация на 50–60%. Обнаружено, что при повышении суммарной степени обжатия до 80–90% при теплой деформации в сплавах может быть сформировано нанокристаллическое (НК), а при холодной деформации – преимущественно аморфное состояния. Отжиг при 350–500 °С образцов после РКУП и многократной деформации на высокие степени обжатия, обеспечивает образование в сплавах однородной НК-структуры со средним размером нанозерна от 20 до 100 нм в зависимости от условий отжига.

Измерения механических свойств показали, что прочностные свойства (предел деформационной текучести и временное сопротивление) достигают рекордной для этих объемных сплавов величины, близкой к 2000 МПа. После оптимального отжига в сплавах, подвергнутых РКУП и деформации на высокие степени обжатия (50–80%), реализуются также высокосиловые эффекты памяти формы и фазовая псевдоэластичность при больших напряжениях, и практически не снижаются их деформационные (обратимая деформация) и температурные параметры.

Работа выполнена при поддержке грантов МНТЦ 2398, МНТЦ 3208, РФФИ 04-03-96005, 05-02-16728, УрО и СО РАН (№30).

СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ФЕРРОМАГНИТНЫЕ ТРОЙНЫЕ И ЧЕТВЕРНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Ni_2MnGa С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Пушин В. Г., Королев А. В., Коуров Н. И., Марченкова Е. Б.,
Уксусников А. Н., Юрченко Л. И., Коледов В. В.*, Шавров В. Г.*

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
pushin@imp.uran.ru*

** Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, Россия*

Интерметаллическое соединение Ni_2MnGa ($\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{25}$ в ат.%) и сплавы на его основе привлекают к себе пристальное внимание, благодаря уникальным физико-механическим свойствам. В этой системе сплавов, как и в ряде других, фазовым превращениям предшествует предпереходное размягчение модулей упругости и ряда фоновых мод. Последующие термоупругие мартенситные превращения определяют появление эффектов памяти формы (ЭПФ), которые (в отличие от немагнитных сплавов других систем) в ферромагнетиках на основе $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{25}$ могут контролироваться внешним магнитным полем. Однако все сплавы данной системы в исходном, литом поликристаллическом, а зачастую, и в монокристаллическом состояниях, являются чрезвычайно хрупкими, что резко ограничивает их практическое использование. Среди нестехиометрических ферромагнитных сплавов Ni-Mn-Ga , обладающих магнитоуправляемыми ЭПФ, сплав $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ занимает особое положение. Его температуры начала и конца прямого (M_s , M_f) и обратного (A_s , A_f) мартенситных превращений, определяющих ЭПФ, а также температура Кюри T_c , близки и расположены вблизи комнатной температуры. Поэтому данный сплав был выбран в качестве основного материала для получения в нем субмикрокристаллических состояний, предполагая, во-первых, возможность его пластифицирования, а во-вторых, в случае благоприятного результата, для всестороннего изучения. С другой стороны, целесообразным представляется также изучение влияния легирования данных сплавов четвертыми компонентами, например железом.

Исследования выполняли на сплавах $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ и $\text{Ni}_{53,5}\text{Mn}_{20,25}\text{Fe}_{1,25}\text{Ga}_{25}$ методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии *in situ*. Измеряли также электросопротивление, термоЭДС, магнитосопротивление, деформацию (изменение длины образцов в dilatометре или формы при изгибе на ЭПФ), магнитную восприимчивость и намагниченность в широком интервале температур (2,4–400 К). В работе впервые данные сплавы были подвергнуты сверхбыстрой закалке из расплава (БЗР). БЗР спиннингованием привела к существенному уменьшению зерна (от 500 до 0,5 мкм) сплавов. Было обнаружено, что БЗР обеспечивает возрастание механической устойчивости и деформационной термоциклической прочности и пластичности сплавов. При этом имеют место магнитное и каскад высокообратимых термоупругих мартенситных превращений $L2_1 \leftrightarrow 5M \leftrightarrow 7M$ и связанные с ними ЭПФ. Температурный гистерезис физических свойств, наблюдаемый в окрестности их критических точек, в БЗР сплавах значительно уменьшается. Тогда как мартенситное превращение в исходных литых сплавах происходит в большем интервале температур, не является полностью обратимым и сопровождается хрупким разрушением образцов через несколько термоциклов.

Работа выполнена при поддержке грантом "Аусферр", "Интелс", ММК.

МНОГОСТАДИЙНОСТЬ ТЕМПЕРАТУРНОЙ АНОМАЛИИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni_3Ge СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L_{12}

Геттингер М. В., Соловьева Ю. В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,
GMV71@mail.ru

Аномальная зависимость механических свойств сплавов со сверхструктурой L_{12} проявляется в увеличении деформирующих напряжений с ростом температуры. Для описания этого явления в разных температурных интервалах необходимо учитывать специфические для данной группы сплавов механизмы движения и блокировки сверхдислокаций. Проявление этих механизмов зависит, в первую очередь, от состояния дальнего атомного порядка и условий испытания сплавов. Это приводит к тому, что в разных испытаниях (активная деформация, ползучесть, релаксация деформирующих напряжений, ползучесть, вариация скорости деформации) по-разному проявляются механизмы движения и блокировки сверхдислокаций. В настоящей работе проведен комплекс механических испытаний по активной деформации, релаксации деформирующих напряжений и вариации скорости деформации сплавов Ni_3Ge с L_{12} сверхструктурой.

В опытах по релаксации деформирующих напряжений были получены следующие результаты:

1) при температурах выше 473 К релаксация деформирующих напряжений монокристаллов Ni_3Ge описывается логарифмической зависимостью только при небольших временах релаксации (60–120 секунд);

2) для ориентации [001] монокристаллов сплава Ni_3Ge имеются три температурных интервала, различающихся по характеру изменения V^{*-1} от τ ;

3) температурная зависимость эффективного активационного объема многостадийна;

4) обнаружена аномальная температурная зависимость скорости ползучести в опытах по релаксации деформирующих напряжений.

Скоростная чувствительность этих сплавов изучалась в широком диапазоне скоростей и температур, что позволило выявить температурно-скоростные интервалы в которых обнаруживается аномальная скоростная зависимость механических свойств (т. е. величина деформирующих напряжений уменьшалась с увеличением скорости деформации).

Проведен анализ различных аспектов проявления механизмов термического упрочнения в условиях активной деформации, релаксации напряжений, вариации скорости пластической деформации. Делается вывод о многостадийном характере температурной аномалии механических характеристик. В работе предлагается модель термического упрочнения, учитывающая два типа механизмов, действующих в низкотемпературном и высокотемпературном интервалах. Первый тип механизмов связан с самоблокировкой винтовых дислокаций и образованием барьеров Кира–Вильсдорфа. Второй тип механизмов эффективен в высокотемпературной области и связан с диффузионным самоторможением краевых сверхдислокаций.

РОЛЬ ТЕТРАГОНАЛЬНЫХ ФАЗ ВНЕДРЕНИЯ В РАЗВИТИИ ОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ СТАЛЕЙ

Ткачёв С. П., Ткачёва Г. И.

СамГТУ, Самара, Россия
physics@samgtu.ru

Трудности, возникающие при создании физически обоснованной теории отпускной хрупкости, в определённой степени, связаны с тем, что фазовые и структурные превращения, ответственные за отпускное охрупчивание, сопровождаются весьма незначительными внешними проявлениями.

Затрудняет решение проблемы и тот факт, что в подавляющем большинстве исследований анализу подвергалась лишь поверхность межзеренного излома. Однако многолетние работы в этом направлении с использованием разнообразных методов анализа к желаемому результату так и не привели. Тем более, что в процессе разрушения при обратимой и необратимой отпускной хрупкости может наблюдаться как интеркристаллитный, так и транскристаллитный изломы.

В ОЦК металлах процесс разрушения контролируется распространением трещины. Температура перехода из вязкого состояния в хрупкое зависит, главным образом, от структурных факторов. Даже незначительное изменение одной из этих характеристик может привести к заметному изменению свойств материала.

Сегрегация примесей в границах зерен, хотя и является обязательным условием хрупкого интеркристаллитного разрушения, но не является достаточным условием такого разрушения. Протекание межзеренного хрупкого разрушения возможно лишь при выполнении определенных соотношений между прочностью внутри объема зерна, обусловленной структурными факторами, и прочностью границ зерен. Знание таких количественных соотношений, которым должна соответствовать структура с уже существующими сегрегациями примесей по границам зерен, для перехода от интеркристаллитного хрупкого к вязкому разрушению представляет большой практический интерес.

Распространение транс- или интеркристаллической трещины обусловлено испусканием дислокации вершиной трещины, а вязко-хрупкий переход связан с характером эмиссии дислокаций и особенностями взаимодействия дислокаций с несовершенствами кристаллической структуры.

Краевые дислокации более эффективно экранируют трещину, чем винтовые. Поэтому вязко-хрупкий переход выражен более резко при испускании вершиной трещины винтовых дислокаций. Движение винтовых дислокаций обусловлено их упругим взаимодействием с движущейся трещиной, а сила торможения, которая линейно зависит от скорости – дефектами кристаллической решетки. Поэтому отпускная хрупкость проявляется лишь при динамических нагружениях.

Для решения проблемы отпускной хрупкости было проведено детальное исследование фазовых и структурных превращений, протекающих в сложнолегированной быстрорежущей стали в процессе отпуска при температуре развития обратимой отпускной хрупкости. Широко использовалась рентгенография, растровая микроскопия, рентгеновский микроанализ, съёмки в характеристических рентгеновских излучениях. Установлена ведущая роль тетрагональных фаз внедрения в развитии обратимой отпускной хрупкости.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПРУТКОВ СПЛАВА Ti–Ni, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ КОМБИНИРОВАННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Лукьянов А. В., Гундеров Д. В., Прокофьев Е. А., Латыш В. В.*,
Кандаров И. В.*, Валиев Р. З.

Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа, Россия,

** Государственное унитарное предприятие ИНТЦ «Искра», Уфа, Россия*

alexluk@mail.rb.ru

Материалы с памятью формы (МПФ) находят широкое применение в технике и медицине, например, в качестве имплантов. Наиболее перспективными и активно применяемыми представителями данных материалов являются сплавы системы TiNi. Сплавы TiNi имеют высокую прочность и пластичность, однако традиционные способы повышения их свойств себя исчерпали. Существенно повысить механические свойства TiNi можно с помощью методов интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Но методом РКУП возможно получить крупногабаритные УМЗ образцы в виде цилиндров, тогда как наиболее применяемыми полуфабрикатами для медицинских изделий из TiNi являются прутки и проволока. В связи с этим были разработаны подходы для получения прутков сплавов Ti–50,6Ni с использованием комбинации метода РКУП с дополнительными деформационно-термическими обработками. Исходный, закаленный с 800 °С, крупнозернистый (КЗ) сплав Ti–50,6Ni имел средний размер зерен 60 мкм. Предел прочности σ_b сплава в КЗ состоянии составил 1040 МПа, предел дислокационной текучести σ_T – 560 МПа при пластичности δ = 85%. После РКУП (n = 8, T = 450 °С) сформировалась УМЗ структура со средним размером зерен около 300 нм. После РКУП σ_b повысился до 1200 МПа, а σ_T – до 1000 МПа, при δ до 40%. Затем РКУП-заготовка была подвергнута кузнечной вытяжке с последующим волочением с общей степенью деформации до 90%, с промежуточными отжигами между проходами при 450–400 °С. В результате удалось получить цельные длинномерные прутки TiNi длиной до 800 мм и диаметром 6 мм. Структура прутков имеет полосовой характер с размером зерен/субзерен, равным 90 нм. Вид электронограмм свидетельствуют о наличии малоугловых и высокоугловых границ, а также о высоком уровне упругих напряжений. Полученные прутки имеют высокий уровень механических свойств: предел прочности до 1250 МПа (т.е. на 18% выше, по сравнению с КЗ состоянием), предел дислокационной текучести – до 1200 МПа (т.е. на 55% выше, чем в КЗ образце), пластичность составила 26%. Последующие отжики при 350 и 400 °С несколько повышают пластичность (до 33%), тогда как прочность и σ_T практически не снижаются. После отжига прутки проявляют эффекты памяти формы с высокими характеристиками. Приведенные результаты показывают, что предложенная обработка является перспективной для получения длинномерных прутков сплавов TiNi как полуфабрикатов для медицинских изделий.

1. V.G. Pushin and R.Z. Valiev, Sol. Stat. Phenomena 94 (2003) 12.

ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА НА ОБРАТНОЕ УПРУГОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ ЗАКАЛЕННОЙ ПРУЖИННОЙ СТАЛИ 70C2XA

Грачев С. В., Хакимова И. И.

*УГТУ - УПИ, г. Екатеринбург, Россия,
vrb@mtf.ustu.ru*

Обратное упругое последствие заключается в самопроизвольном, без приложения внешней нагрузки, изменении остаточной деформации образцов, подвергнутых предварительному прямому упругому последствию (релаксации напряжений) при напряжениях, меньших предела упругости. При этом остаточная деформация при прямом упругом последствии достигается при нагружении образцов в упругой области вследствие развития неупругих явлений.

Обратное упругое последствие может носить как нормальный, так и аномальный характер. При нормальном обратном упругом последствии происходит уменьшение остаточной деформации, полученной при прямом упругом последствии. При аномальном обратном упругом последствии наблюдается увеличение остаточной деформации образцов, то есть увеличение их кривизны. Как правило, аномальный характер обратного упругого последствия наблюдается при нагреве в области повышенных температур (500 – 700 °С) и в большей степени проявляется на образцах, имеющих метастабильную структуру.

В данной работе исследовалось обратное упругое последствие ленточных образцов пружинной стали 70C2XA. Исходные ленточные образцы подвергались закалке и отпуску на агрегате непрерывного действия с кратковременными выдержками при аустенитизации и отпуске (0,5 – 1 мин). Исходные образцы подвергались дополнительному отпуску при 300 и 400 °С и прямому упругому последствию путем изгиба и различных температурно-временных режимах отпуска с целью получения одинаковой остаточной деформации.

В дальнейшем образцы нагревались в свободном ненагруженном состоянии при последовательном нагреве в температурном интервале 300 – 600 °С и суммарных выдержках до 60 мин. При этом фиксировалась изменение остаточной деформации (кривизны) ленточных образцов.

Показано что наибольшее развитие обратное упругое последствие наблюдается в образцах, имеющих метастабильную структуру: исходные образцы и низкоотпущенные (300 °С).

Рассмотрен механизм обратного упругого последствия, в котором основное влияние имеет образование легкоподвижных дислокаций при прямом упругом последствии и «направленных» твердых растворов.

На развитие обратного упругого последствия может влиять также релаксация остаточных макроскопических напряжений, возникающих вследствие неравномерной деформации по сечению в растянутых и сжатых волокнах образца, деформированного изгибом.

Кинетика релаксации остаточных макроскопических напряжений, в принципе, не отличается от релаксации напряжений, полученных при нагружении при внешнем воздействии, то есть при невысоких температурах влияние релаксации остаточных макроскопических напряжений невелико.

«БЫСТРЫЕ» ДИСЛОКАЦИИ ПРИ НЕБОЛЬШИХ ВНЕШНИХ НАПРЯЖЕНИЯХ

Кравцов А. В.

*Уральский государственный лесотехнический университет,
г. Екатеринбург, Россия*

Для исследования особенностей динамики атомов решетки, расположенных вблизи ядра дислокации, атомы рассматривались в модели, являющейся обобщением известной модели Френкеля–Конторовой на двумерный случай. Изучение динамики атомов выполнялось методом численного моделирования.

Для рассмотрения динамического поведения решетки при конечных температурах был применен метод уравнения Ланжевена, позволяющий наблюдать траекторию отдельных атомов.

Обнаружено, что на начальной стадии движения дислокации под действием внешнего напряжения σ , меньшего, чем напряжение Пайерлса σ_p , движение дислокации полностью контролируется механизмом зарождения и распространения термических дислокационных перегибов, в соответствии с имеющимися теоретическими представлениями.

Вместе с тем, было обнаружено, что зарождение, динамика и взаимодействие перегибов не всегда соответствуют тем, которые ожидаются на основе традиционных представлений. Это приводит к целой серии качественно новых явлений в динамике дислокационных перегибов и всей дислокации в целом.

В частности, было обнаружено, что в данной модели возможно быстрое стационарное движение прямолинейной дислокации, то есть движение, обусловленное не наличием перегибов, а преодолением потенциального барьера, при внешнем напряжении σ , меньшем, чем напряжение Пайерлса σ_p .

Установлено, что такое движение дислокации возможно только при отличных от нуля температурах, причем внешнее напряжение σ , при котором оно может иметь место, тем меньше, чем выше температура.

Показано, что это явление не связано с эффективным понижением напряжения Пайерлса σ_p , вызванным «размягчением» решетки фононами, а обусловлено чисто динамическими эффектами и связано с локализацией кинетической энергии в решетке в области ядра дислокации.

Поскольку считается, что модель Френкеля–Конторовой качественно правильно описывает процессы, происходящие вблизи ядра дислокации, и так как обнаруженное явление полностью обусловлено динамикой атомов решетки именно вблизи ядра дислокации, то можно думать, что подобные ситуации в ряде случаев могут реализовываться и на практике. В частности, в некоторых веществах при определенных температурах может быть обнаружено существенное несоответствие между значениями напряжения Пайерлса, установленными из опытов по движению дислокаций, и полученными, исходя из других оценок.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Al

Шешуков О. Ю., Ермакова В. П., Вязникова Е. А.,
Мальцева Л. А., Михеев Д. В.

ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, Институт Металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия
mvd@mtf.ustu.ru

Алюминий содержащие сплавы на основе железа относятся к сплавам с повышенной коррозионной стойкостью, имеют повышенную прочность, электрическое сопротивление, сопротивление окислению при высоких температурах и ряд других свойств.

Для определения оптимального состава сплава на Fe–Al основе, обладающего хорошим комплексом физико-механических свойств, были выплавлены сплавы на основе железа с содержанием алюминия 3, 4, 10, 14, 17, 20 и 30%. Кристаллизация опытных сплавов проводилась с различной скоростью охлаждения: медленная – в тигле на воздухе, и ускоренная – в кварцевой трубке с погружением в воду.

Для изучения фазового состава, структуры и механических свойств опытных сплавов был проведен рентгеноструктурный фазовый анализ на аппарате ДРОН-3, микрорентгеноспектральный анализ на микроанализаторе JEOL, микроструктурный анализ на оптическом микроскопе Neophot-2, оборудованный компьютерной системой анализа SIAMS-70, а также проведены измерения твердости и микротвердости на приборе Роквелл.

Показано, что при увеличении содержания алюминия в сплаве увеличивается количество алюминия, как в матрице (от 12–14 до 18–20%), так и в интерметаллидной фазе (от 13–14 до 15–16%). Количество частиц интерметаллидной фазы снижается с ростом содержания алюминия в сплаве при одновременном повышении среднего размера интерметаллидов. Кроме того, в сплавах, содержащих более 10% Al, появляются «облака» мелких (не более 2 мкм) частиц интерметаллидной фазы – дисперсоидов, мало отличающихся по составу от матрицы.

Обнаружено, что увеличение скорости охлаждения жидкого металла сплавов одного состава приводит к измельчению интерметаллидных частиц и значительному увеличению их количества. В результате доля площади, занятая интерметаллидной фазой, в сплавах, охлажденных с более высокой скоростью, заметно выше, чем в сплавах, охлажденных в тигле на воздухе.

Проведенные дюрOMETрические исследования опытных сплавов в литом состоянии показали, что с увеличением содержания алюминия от 3 до 30% твердость существенно увеличивается.

Образцы исследуемых сталей были подвергнуты термической обработке: нагрев до 800, 900 и 1000 °С, выдержка в течение 15 минут с последующим охлаждением в воде и на воздухе.

Увеличение скорости охлаждения приводит к повышению твердости для всех Fe–Al-сплавов. Твердость изменяется от 28–30 до 45–49 ед. HRC, причем твердость ускоренно охлажденных сплавов мало зависит от процентного содержания алюминия.

По данным микроструктурного анализа повышение скорости охлаждения после нагрева до вышеуказанных температур сопровождается ростом дисперсности интерметаллидной фазы. Аналогичные изменения структуры наблюдаются, как было показано ранее, при увеличении скорости охлаждения жидкого металла.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дорофеев Г. А., Елсуков Е. П.

Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия

Dorofeev@fnms.fti.udm.ru

Интенсивная пластическая деформация, в частности, при шаровом измельчении в высокоэнергетических мельницах – эффективный путь получения далеких от равновесия состояний металлических сплавов. В чистых металлах была получена нанокристаллическая структура с предельно малым (единицы и десятки нм) размером зерен, а в процессах механического сплавления (МС) различных металлов – сильно неравновесные структуры: сверхпересыщенные твердые растворы (ПТР), неравновесные интерметаллиды, аморфные фазы, квазикристаллы и др. При МС реализуется аномально быстрый массоперенос, нехарактерный для низких, близких к комнатной, температур. Широкий научный интерес к МС возник 30 лет назад, тем не менее, не существует единой точки зрения по вопросам термодинамики, кинетики и атомных механизмов этого явления.

В докладе представлены экспериментальные результаты исследований формирования ПТР при МС бинарных Fe–М систем на основе железа с элементами $M = C, B, Si, Ge, Al, Mg, Sn, Pb$ с использованием методов рентгеновской дифракции и мёссбауэровской спектроскопии. Прежде всего, показано, что микроискажения решетки нанокристаллического α -Fe локализуются вблизи границ зерен. В бинарных системах первая стадия МС связана с образованием наноструктуры, ускоренной гетеродиффузией по границам нанозерен и образованием зернограницных сегрегаций второго компонента. Соотношение атомных радиусов компонентов R_M/R_{Fe} является одним из основных факторов, определяющих механизм массопереноса, тип и кинетику твердофазных реакций при МС. Чем меньше R_M/R_{Fe} , тем в большей степени проявляется склонность к аморфизации: в системах Fe–C, –B, –Al, –Ge аморфная фаза всегда образуется как промежуточный продукт, а в системах Fe–C, –B при концентрации C или B менее некоторой критической она является конечным продуктом твердофазных реакций. В то же время при $R_M/R_{Fe} > 1,1$ промежуточным продуктом МС является кристаллическая интерметаллидная фаза (системы Fe–Si, –Sn), либо ПТР формируется непосредственно из чистых компонентов, минуя стадию образования промежуточного продукта (Fe–Mg, –Pb). Переход к образованию ПТР в рассмотренных системах различен и также зависит от соотношения атомных радиусов сплавляемых компонентов. При соотношении $R_M/R_{Fe} < 1,1$ ПТР формируется сразу с концентрацией, приблизительно равной составу исходной порошковой смеси, то есть в процессе превращения сосуществуют обе ОЦК фазы – чистое α -Fe и ПТР α -Fe(M). В других системах (Fe–Mg, –Sn, –Pb) происходит постепенное насыщение α -Fe вторым компонентом. Таким образом, в зависимости от соотношения атомных радиусов реакция образования ПТР имеет признаки фазового перехода либо первого, либо второго рода. По-видимому, особенности превращений определяются преимущественным механизмом диффузии: междоузельный механизм при $R_M/R_{Fe} < 1,1$ и вакансионный – в других системах. По результатам исследований предложена микроскопическая модель деформационного атомного перемешивания.

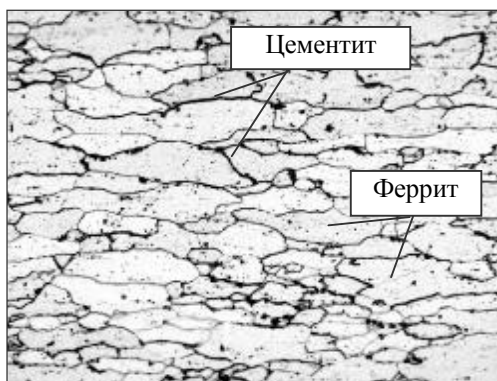
К ВОПРОСУ О СВОЙСТВАХ СОЕДИНЕНИЙ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ СТАЛИ 08Ю ПРИ ШТАМПОВКЕ

Хайруллин Т. В., Столбов В. И.

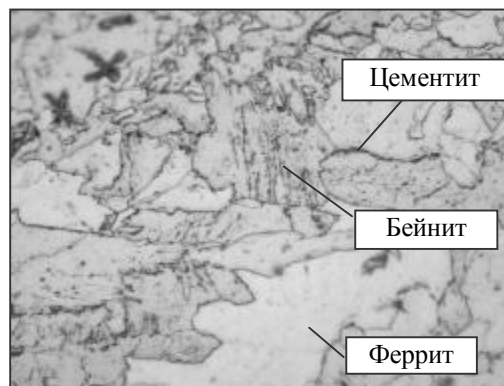
ТГУ, ОАО АВТОВАЗ, РФ,
aag@dd.vaz.tlt.ru

В ходе исследований соединений лазерной сварки стали 08Ю выявлено, что они обладают в 2,5..2,7 раза большей твердостью по сравнению с основным металлом стали 08Ю. Данное явление возникает по следующим причинам:

- Сталь 08Ю поставляется в отожженном состоянии для улучшения штампуемости (рис.1, слева). В результате отжига после прокатки относительное удлинение увеличивается в 3 раза, предел прочности уменьшается в 1,4 раза.
- Возникновение закалочных структур в результате высокой скорости кристаллизации сварного шва, как следствие затрудненного процесса диффузии углерода. Не успевая выделиться по границам зерен, он остается в зерне образуя бейнит (рис.1, справа). Данный факт также подтверждается исследованиями К.Беллю и др. [1].
- Высокая степень неравновесности кристаллитов, находящихся в сложном напряженном состоянии из-за упругопластической деформации [2].



x45



x110

Рис. 1. Микроструктура стали 08Ю в состоянии поставки и в сварном шве

При штамповке происходит наклеп металла, увеличивается его прочность и твердость. При этом снижается пластичность и ударная вязкость. Механизм пластической деформации основного металла можно разделить на фазы: появление на отдельных зернах линий начальных микросдвигов, разрушение межкристаллической прослойки цементита, начало массового взаимного перемещения зерен, их расчленение на отдельные элементы – блоки и появление трещин разрушения [3].

Пластическая деформация металла сварного шва происходит в конгломерате неравновесных зерен разного типа и размеров. Вначале деформируются мягкие ферритные кристаллиты. Более твердые закалочные структуры, обладающие высоким пределом текучести и малым относительным удлинением, деформируются в последний момент. При кристаллизации шва образуется большое количество различных дефектов. Их образование связано с неравномерной усадкой металла при высокой скорости кристаллизации, а также неоднородностью зерен по химическому составу. При действии нагрузки они также начинают работать как очаги деформаций. Образуются микротре-

щины, которые при увеличении усилия деформации увеличиваются, и в результате преобладающей деформации в одной из трещин происходит разрушение металла.

1. X.Bellut et al. Welded blanks. Characterization and implementation.//Sollac Usinor Group, 1998.
2. Лившиц Л.С. Металловедение для сварщиков (сварка сталей). – М.: Машиностроение, 1979.– 253 с., ил.
3. Смирнов-Аляев Г.А., Чикидовский В.П. Экспериментальные исследования в обработке металлов давлением. Л., «Машиностроение», 1972 г., 360 с.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ЭЛЕКТРОМАГНИТНО-АКУСТИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ РАННИХ СТАДИЙ ОТПУСКА СТАЛИ 30ХГСА

Величко В. В., Бабкин С. Э., Ильясов Р. С.

Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск
velichko-fti@rambler.ru

С помощью метода регистрации акустической эмиссии (АЭ) [1] и электромагнитно-акустического преобразования (ЭМАП) [2] проведены исследования начальных стадий отпуска мартенсита на примере свежезакаленной стали 30ХГСА.

В данной работе использовали образцы двух типов. В свежезакаленном состоянии на призматических образцах сечением 4×10 мм и длиной 50 мм (методика трехточечного изгиба) в вершине концентратора зарождали межзеренную трещину. Методом АЭ осуществляли контроль за моментом зарождения ($\sigma_z^{АЭ}$) и последующего микростарта трещины ($\sigma_{мст}^{АЭ}$), который характеризует уровень когезивной прочности границ зерен [3]. Изменение $\sigma_{мст}^{АЭ}$ регистрировали после каждого случая кратковременной выдержки образца в жидкой селитре по мере увеличения температуры через 25 °С. Параллельно методом ЭМАП наблюдали изменение параметров внутреннего трения (Q_{max}^{-1}) на цилиндрическом образце диаметром 10 и длиной 100 мм.

В результате, применение метода ЭМАП позволило установить, что возрастание внутреннего трения при температуре 75 °С в исследуемом случае соответствует увеличению когезивной прочности границ зерен, что открывает новые возможности исследования структурных изменений в сталях на ранних стадиях отпуска без применения разрушающих методов исследования.

1. [1] В.А. Грешников, Ю.Б. Дробот. Акустическая эмиссия. – М.: Изд-во стандартов, 1976.- 272 с.
2. [2] Р.С. Ильясов, В.В. Величко, С.Э. Бабкин. Особенности электромагнитно-акустического преобразования в стали 30ХГСА, подвергнутой термической обработке // Дефектоскопия. – 2001.- №9.- С.34-44.
3. [3] В.В. Величко, В.В. Забильский, Г.М. Михеев. Повышение сопротивления зарождению трещины при отдыхе закаленной стали // ФММ.- 1995.-Т.79.- Вып.1.- С.130-140.

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РАЗРУШЕНИЯ СОСТАВНЫХ И МОНОЛИТНЫХ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ

Яковлева И. Л., Терещенко Н. А., Мирзаев Д. А., Панов А. В., Шабуров Д. В.

Институт Физики Металлов УрО РАН

Ферритная сталь 08Х18Т1 в исходном состоянии после прокатки от 1280 °С имеет низкую ударную вязкость, обусловленную возрастанием размера зерна α -фазы и выделением мелких кристаллов карбонитридов на субграницах в условиях динамической полигонизации. Повторная горячая прокатка при температуре начала деформации от 800 до 1000 °С на 35 и 50% сохраняет охрупчивание. Увеличение степени деформации до 65% обеспечивает резкое (в 7–10 раз) повышение ударной вязкости по сравнению с прокаткой на 35 и 50%.

Наиболее вероятной причиной повышения ударной вязкости стали 08Х18Т1 после горячей прокатки на 65% является возникновение ослабленных поверхностей, параллельных плоскости проката, по которым в ходе ударных испытаний происходят расслоения, ориентированные перпендикулярно к основной трещине разрушения. Как правило, самая большая трещина расположена в плоскости симметрии образца. Помимо нее имеются трещины, возникшие на расстоянии $\frac{1}{4}$ ширины, и другие – более мелкие. Влияние таких трещин, по-видимому, заключается в увеличении площади разрушения и, соответственно, энергии, расходуемой на формирование самой поверхности и приповерхностного слоя, подвергающегося пластической деформации.

Для проверки такого предположения был поставлен модельный эксперимент, заключающийся в испытаниях на удар образцов двух типов: «монолитного» и «составного». При этом целью испытаний «составных» образцов была имитация условий, возникающих при ударном нагружении материала с трещинами. В качестве материала использовалась аустенитная нержавеющая сталь 10Х18АГ18, упрочненная методом гидрорастяжки.

«Составной» образец представлял собой пять плоскопараллельных пластин толщиной 2 мм каждая, на концах соединенных между собой шпильками. Шпильки стягивали пластины за счет широкой головки с одной стороны и заклепки – с другой. После сборки и фиксации пластин «составной» образец и «монолитный» образец имели одинаковые размеры поперечного сечения 10×10 мм. В центре образцов высверливалось сквозное отверстие диаметром 5 мм.

Образцы устанавливали на опорах копра таким образом, что центральное отверстие всегда совпадало с направлением удара. После испытаний при –100 и –196 °С по работе разрушения, изменению геометрических размеров и формы образцов оценивали ударную вязкость и характеристики пластичности: угол загиба, стрелу прогиба, относительное удлинение крайнего волокна.

При сопоставлении результатов ударных испытаний образцов двух типов было установлено, что для «составного» образца ударная вязкость выше в 5 раз. Кроме того, «составной» образец демонстрирует существенное преимущество перед «монолитным» по пластическим характеристикам: угол загиба образца, набранного из пластин, больше в 6–10 раз, стрела прогиба – в 7–10 раз. Таким образом, при испытаниях «составного» образца в пластическую деформацию вовлекается значительно больший объем материала, что затрудняет распространение магистральной трещины и способствует повышению ударной вязкости.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 05-03-32213

МОДЕЛЬ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ ПРИ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Утяшев Ф. З.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН г. Уфа

ufz1947@mail.ru

Одно из направлений получения металлов и сплавов с высокими конструктивными, функциональными и технологическими (сверхпластическими) свойствами основано на формировании в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с размером зерен менее 1 мкм. Для получения такой структуры в объемных материалах применяют методы интенсивной пластической деформации. Их особенностью является накопление в материалах больших деформаций. В этом случае в металлах неизбежно образуются микрообласти – фрагменты [1], разделенные малоугловыми и/или большеугловыми границами. Энергетическим стимулом фрагментации является релаксация напряжений. Согласно [2], напряжения создаются стыковыми дисклинациями и снижаются при испускании ими в тело зерен частичных дисклинаций. В таком представлении процесс фрагментации может быть описан, как результат пересечения частичных дисклинаций.

Авторы [3] полагают, что релаксация напряжений в большей мере происходит вследствие высоких диффузионных свойств границ в измельчаемой структуре. Поэтому минимальный размер фрагментов можно определить с учетом факторов, влияющих на диффузию. Известно также описание УМЗ материалов с использованием ячеистых дислокаций [4] и геометрии фракталов [5].

В целом, отмеченные модели с большей или меньшей достоверностью описывают процесс измельчения зерен. Однако они непосредственно не связаны с применяемым методом деформации и приобретаемым деформированным состоянием (ДС) материала. Между тем, для выбора рациональных методов измельчения важна оценка ДС.

В данной работе показано, что при любых методах деформации ДС и СС состояние металла можно оценить параметрами, характеризующими кривизну его изгиба и кручения, в частности, по изменению относительной площади поверхности очага деформации. Формирование предельно мелких фрагментов достигается тогда, когда указанный параметр возрастает до величины, равной максимальной тензорной плотности дислокаций. Этому способствует повышенное значение исходной относительной поверхности очага деформации – отношение площади к объему. Рассмотрены особенности очага деформации и измельчения структуры в монотонных и немонотонных процессах. Установлено, что измельчение структуры зависит не только от степени деформации, но и от градиента поля угловых скоростей поворота фрагментов в очаге деформации.

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: «Металлургия», 1986. – 224 с.
2. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации. / Вопросы материаловедения. ЦНИИ КМ «Прометей». Россия, С.-Петербург., 2002. – №1 (29). – С.11-33.
3. Копылов В.И., Чувильдеев В.Н. Предел измельчения зерен при равноканальной угловой деформации / Металлы, 2004. – № 1. – С. 22-35
4. Zelin M.G., Mukherjee A.K. Analysis of the cooperative grain boundary sliding in terms of cellular dislocations// Phil. Mag. A.,1993. – Vol. 74. – N 8. – P. 4972-4982
5. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков. С.Г. Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций. /Донецк. Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.

СТРУКТУРА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Fe(Ni) В КАМЕННЫХ МЕТЕОРИТАХ

Гроховский В. И., Жиганова Е. В., Волосникова А. С.

УГТУ – УПИ, г.Екатеринбург, Россия,
grokh47@mail.ru

Изучение особенностей структуры металлических сплавов в метеоритах представляют интерес для металлографии, так как это уникальный экспериментальный материал, который невозможно получить в земных условиях. Эти Fe–Ni сплавы внеземного происхождения не только составляют основу железных и железно-каменных метеоритов, но и присутствуют во всех каменных метеоритах, в частности, в обыкновенных хондритах. Металлические сплавы в хондритах встречаются в трех генетических разновидностях: крупные изолированные зерна, металл в тонкодисперсной матричной составляющей (смесь силикатных кристаллов с небольшой долей мелких металлических и сульфидных частиц) и металл в хондрах (сферических силикатных объектах).

Металлические частицы в хондрах практически однородны по составу и структуре и в размерах не превышают несколько мкм. Комплексное металлографическое исследование (оптическая и электронная микроскопия с программой анализа изображений SIMAGIS, электроннозондовый микроанализ, мессбауэровская спектроскопия) металлических зерен в 37 хондритах разных химических групп и петрологических типов позволило выделить несколько структурных разновидностей металлических сплавов в каменных метеоритах.

Наиболее распространенным видом металла в хондритах являются крупные (100 мкм – несколько мм) монокристаллы камасита – α -Fe(Ni) с содержанием Ni 5–7,5 мас.%. Такие частицы металла имеют сложную форму с развитыми границами «металл-силикат». В теле частиц при травлении проявляются линии Неймана – двойники ударного происхождения.

Другим часто встречающимся видом являются частицы зонального тэнита – более мелкие (10–100 мкм) частицы γ -Fe(Ni) металла с содержанием около 50 мас.% Ni на границе «металл-силикат» или «металл-сульфид» и 25–35 мас.% Ni в центре частицы. При травлении зерна зонального тэнита проявляют "облачную зону" – результат нескольких фазовых превращений в зоне градиента по Ni.

Металлические частицы с двухфазной плесситной ($\alpha + \gamma$) микроструктурой и отсутствием макрозональности по Ni. Морфология плессита определяется локальным содержанием Ni и конкуренцией двух протекающих процессов: диффузионным и бездиффузионным превращением тэнита в камасит, при этом по границам металлических зерен формируется α -Fe(Ni). Образование двухфазных частиц происходит как при медленном охлаждении, так и в результате повторного нагрева.

Более редкие структуры металла в хондритах: дисперсные ассоциации троилита и тэтратэнита – смесь FeS и упорядоченной фазы Fe(Ni); поликристаллические частицы тэнита с дисперсными выделениями силикатных кристаллов вследствие распада пересыщенного твердого раствора Fe(Ni); частицы со структурой прерывистого распада в зернах α -Fe(Ni) и γ -Fe(Ni); поликристаллические металлические частицы камасита с обеднением периферийных участков по Ni.

Изучение многообразия структур металлических частиц в каменных метеоритах позволяет получить новые знания о протекании фазовых превращений в сплавах системы Fe–Ni–Co–P–S.

АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ МЕТОДЫ АНАЛИЗА ЗЕРЕН С ДВОЙНИКАМИ В СУПЕРСПЛАВАХ

Сомина С. В., Кадушников Р. М., Гроховский В. И., Каменин И. Г.,
Алиевский В. М., Михайлович А. П., Антонов И. В.

УГТУ – УПИ, ООО «СИАМС», г. Екатеринбург, Россия,
sveta@siams.com

Одной из наиболее сложных задач в количественной металлографии считается оценка размера зерен, содержащих двойники. Изображения таких типов структур чрезвычайно трудны для обработки автоматизированными методами анализа. Так, например, структура жаропрочного сплава нимоник после травления представляет собой четко выраженные двойниковые участки в зернах аустенита, не до конца проявленные границы зерен аустенита, большое количество включений.

Авторами предложен оригинальный подход к построению автоматизированных систем анализа изображений данного типа структур и разработаны алгоритмы для идентификации двойников на изображении. В качестве платформы их реализации использован программный продукт SIAMS, основанный на технологии электронных таблиц для обработки изображений.

Автоматизированный анализ зерен с двойниками совмещает процедуры реконструкции сетки границ зерен (восстановление непротравленных границ) и классификацию зерен по морфологическим признакам. Для распознавания двойниковых участков в аустенитном зерне предложены следующие критерии:

- установление зерен с малым числом соседей и аномальным распределением длин сегментов границ;
- удаление по морфологическому критерию, если результат удаления сегмента границы приведет к улучшению круглого фактора формы;
- удаление по морфологическому критерию, если результат удаления тройного узла со всеми прилегающими сегментами границы не приведет к ухудшению круглого фактора формы.

На основании данных признаков происходит идентификация двойниковых участков зерен с последующим исключением маски двойников из расчетов в количественном анализе.

Максимальная доля распознанных по такой методике зерен, содержащих двойники, составляет 85%, при этом расхождение с ручным подсчетом не превышает 0,3 номера зерна (ASTM E112). Повторяемость результатов позволяет предложить использование поправочного коэффициента и градуировочной кривой при контроле балла зерна аустенита.

Данный подход выполнен в соответствии с отечественными и зарубежными стандартами (ГОСТ 5639, ASTM E112, ASTM E1382).

Для оценки степени достоверности работы автоматизированного метода произведена работа по построению модельных изображений, на которых смоделированы типовые зеренные структуры с двойниками, а также построены изображения с внесенными дефектами (непротравленные границы, включения). Для полученных значений структурных параметров проведена статистическая оценка метода при его использовании в автоматизированных системах анализа изображений контроля качества суперсплавов.

МЕТОДИКА ПОСТРОЕНИЯ АВТОМАТИЗИРОВАННЫХ СИСТЕМ АНАЛИЗА СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Алиевский В. М., Каменин И. Г., Гайдуков В. В., Кадушников Р. М.,
Гроховский В. И., Сомина С. В.

УГТУ – УПИ, ООО «СИАМС», г. Екатеринбург, Россия,
bas@siams.com

За последние несколько лет в рамках работы с промышленными предприятиями России и США сформировалась потребность в разработке нового методологического подхода к автоматизированным системам для металлографического контроля качества малоуглеродистых высоколегированных сталей. Сложность задачи выделения фазовых составляющих (аустенита, феррита, сигма-фазы) в изображениях структуры обусловлена тем, что пробоподготовка шлифов не обеспечивает однородности травимости фаз в этих сталях. Кроме того, многофазные структуры с близкими распределениями по яркости порождают большие трудности при анализе неравномерно освещенных полей зрения. При анализе изображения кроме фазовой декомпозиции полимодальных распределений необходимо учитывать морфологические параметры структурных составляющих.

Авторами была проведена работа по формированию морфологических и оптических признаков структурных составляющих и разработаны устойчивые алгоритмы для их идентификации на изображении. В качестве платформы их реализации использована система SIAMS, основанная на технологии электронных таблиц для обработки изображений.

Был использован набор процедур для компенсации дефектов изображений, вносимых при пробоподготовке и оцифровке:

- алгоритмы компенсации различий в интегральной освещенности анализируемых полей зрения (существенное контрастирование, трехточечное контрастирование, гамма-контрастирование);
- алгоритмы компенсации неоднородности освещения по полю зрения (локальное контрастирование, выравнивание изображения, Фурье-фильтрация низких частот);
- алгоритмы устранения локальных дефектов на изображении: царапин, артефактов (морфологические фильтры – открытие, закрытие, выметание, заполнение; ранговые фильтры и др.).

Особенности алгоритмов морфоструктурного анализа:

- автоматическая сегментация, учитывающая смещение по интенсивности мод распределения интенсивности, использующая кластеризацию методом *K*-внутригрупповых средних;
- автоматическая подстройка порогов сегментации для несущественного смещения мод распределения интенсивности;
- морфологический и геометрический анализ участков изображения, соответствующих зонам перекрытия интенсивности фаз.

Разработанные алгоритмы были успешно применены для анализа структурных составляющих дуплексных сталей, выделения сигма-фазы в жаропрочных сплавах и др.

Для оценки степени достоверности методики было проведено сравнение точечного метода (ASTM E562) и предложенного автоматизированного метода на представительной серии изображений дуплексной стали. Расхождение результатов измерения не превышает 5–7% при объемной доле основной фазы от 40 до 60%.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИЯ НАНОСТРУКТУР МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ УДАРНОЙ НАГРУЗКОЙ

Васильев Л. С., Ломаев И. Л.

ФТИ УрО РАН, г.Ижевск, Россия,
uds@pti.udm.ru

Исследование нанокристаллических и аморфных структур металлов многие годы считается актуальным не только в связи с открывающимися для них прикладными возможностями в различных областях науки и техники. Наиболее важной стороной этих исследований является решение фундаментальных проблем структурообразования в металлических системах при деформационных воздействиях.

Из экспериментов известно, что холодная интенсивная пластическая деформация металлов (ИПД) при определенных условиях приводит к образованию в них нанокристаллического состояния. Дальнейшее деформирование наноструктурированных металлов ведет к уменьшению размеров нанозерен. Однако пока остается неясным, можно ли довести процесс измельчения нанозерен до превращения металла в кластерно-аморфную систему, и каковы могли бы быть механизмы такого превращения. Решение этой проблемы позволило бы глубже понять фундаментальные принципы, лежащие в основе процессов деформационно-индуцированного структурообразования в нанокристаллических системах.

Наиболее перспективными для создания наноструктур в металлах считаются методы, использующие различные варианты интенсивного пластического деформирования (ИПД), при котором общий уровень накопленной пластической деформации в материале достигает значений $\epsilon_p \sim (1 \div 10)$. Особую актуальность, в связи с этим, приобрели исследования механизмов деформационного зарождения и развития наноструктур. В настоящее время не существует единой точки зрения на эту проблему. Особенно большие трудности вызывает теоретическое описание процессов формирования наноструктур, построенных из нанозерен, имеющих размеры, минимально возможные для данной металлической системы, и способа деформирования. Между тем, рассматриваемая проблема имеет не только практическое, но и большое теоретическое значение, поскольку, с одной стороны, она является достаточно общей проблемой для всей теории структурно-фазовых превращений в наноструктурах металлов, а с другой стороны, она существенно связана с фундаментальными представлениями о, пока еще мало изученных, механизмах пластического деформирования наноструктурированных материалов.

Целью работы является исследование механизмов деформационного фрагментирования наноструктур металлов, вплоть до предельно малых размеров, содержащихся в них нанокристаллитов.

Основные результаты работы:

1. Деформационное измельчение зерен первичной наноструктуры металла ($2R \sim 100$ нм) носит недислокационный характер. Оно определяется механизмами деформационного двойникования и полиморфных превращений мартенситного типа, инициируемых высоким уровнем сдвиговых напряжений, возникающих в при ИПД;

2. Для каждой металлической системы и способа осуществления процесса ИПД существует минимальное среднее значение нанокристаллита, характеризующее предельно достижимую деформационными методами вторичную наноструктуру. При определенных условиях (достаточно низкие температуры, высокая скорость деформирования и т.п.) предельная наноструктура превращается в кластерно-аморфную.

Работа поддержана грантами РФФИ № 03–03–32081, № 03–04–96023

РЕЗУЛЬТАТЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ АТОМОВ В СПЛАВАХ Fe-Cr И Fe-Mn, ПРЕДСТАВЛЯЮЩИЕ ИНТЕРЕС ДЛЯ МЕТАЛЛОВЕДОВ

Мирзоев А. А., Мирзаев Д. А., Ялалов М. М.

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия

marsel@physics.susu.ac.ru

Благодаря современным компьютерным программам в квантовой механике появилась возможность точного вычисления энергии и магнитной структуры металлов и сплавов при 0 К.

Данный доклад посвящен расчету из первых принципов энергии смешения $E_{\text{см}}$ и энергии взаимообмена W ($E_{\text{см}} = x(1-x)W$) атомов в твердых ОЦК и ГЦК растворах железа с хромом и марганцем. Величина и знак этих энергий определяют характер поведения растворов при охлаждении: упорядочение или расслоение атомов разного сорта. В представленных расчетах был использован метод ЛМТО (линейных «маффин-тин» орбиталей). Большая ячейка, которая периодически воспроизводится в пространстве, содержала 54 атома. По результатам расчетов ГЦК и ОЦК растворы различаются не только величиной энергии смешения, но и знаком:

$$E_{\text{см}}^{\text{Fe-Mn}(g)} = -15500x(1-x), \text{ Дж/моль}$$

$$E_{\text{см}}^{\text{Fe-Mn}(a)} = 23700x(1-x), \text{ Дж/моль}$$

Проявилась особенность у α -сплавов при концентрации марганца менее 2%. Уменьшение концентрации в этой области состава приводит к резкому возрастанию магнитного момента на атомах марганца, который ориентирован антипараллельно моменту на атомах железа. Энергия смешения для этой области равна нулю, но при концентрации более 2% она явно становится положительной. Аналогичная, но более отчетливо выраженная, аномалия наблюдалась и у ОЦК сплавов Fe–Cr. Для концентраций хрома свыше 9% энергия смешения положительна. Такие сплавы, как известно, склонны к расслоению. Но для $x < 0,09$ расчеты дали отрицательное значение $E_{\text{см}}$. И в этом случае наблюдалось резкое возрастание антиферромагнитного момента на атомах хрома. Имеется теоретическое и экспериментальное подтверждение этого эффекта.

ОХРУПЧИВАНИЕ СВАРНЫХ ШВОВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Батаев И.А., Огнев А.Ю.

*Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, Россия*
ivanbataev@ngs.ru

Важнейшим технологическим свойством металлических сплавов является их свариваемость. Особые трудности возникают при лазерной сварке алюминиевых сплавов. Обусловлены они локальностью термического нагрева, высокой теплопроводностью алюминиевых сплавов, быстрым образованием окислов, поглощением газов из окружающей среды, высокой отражающей способностью материала. В меньшей степени проблема лазерной сварки изучена для сверхлегких сплавов системы «алюминий–литий». В качестве объектов исследования были использованы листовые заготовки из сплава 01420 толщиной 1,5 мм. Сварка осуществлялась на газовом CO₂–лазере по режимам: мощность излучения 3,5 кВт, скорость перемещения детали относительно луча 1,5...7 м/мин. В качестве защитного газа был использован гелий.

В ходе проведённых исследований было установлено, что охрупчиванию способствует увеличение пористости материала шва, величина которой зависит от скорости сварки. С ее увеличением от 1,5 до 3,5 м/мин пористость, фиксируемая металлографически, уменьшается более чем в три раза. Было сделано предположение, что кроме пор, наблюдаемых металлографически, имеются, так называемые, «скрытые» поры. В работе была поставлена задача – выявить поры каким-либо другим, более надежным методом. Для выявления «скрытых» пор использовали образцы с V-образными концентраторами. Разрушение их осуществлялось на маятниковом копре КМ-5Т. Поверхность разрушения была исследована на растровом электронном микроскопе при увеличениях от 500 до 50000. При такой технологии подготовки поверхности исключался эффект пластического «замазывания» пор.

Вторым фактором охрупчивания, установленным в ходе исследований, является активное окисление корня шва. Это явление сопровождается образованием хрупких окислов в нижней зоне, не защищённой гелием от воздействия окислительной атмосферы. Для выявления роли этого фактора были проведены измерения микротвёрдости. Установлено, что характер изменения твёрдости в значительной степени зависит от скорости сварки. При скорости сварки до 3,5 м/мин происходит существенное окисление корня сварного шва. При увеличении скорости заметного окисления корня шва обнаружено не было.

Третий важный фактор охрупчивания сварных швов обусловлен легированием корня шва медью, пластина из которой была использована в качестве теплоотводящей подложки. Методом микрорентгеноспектрального анализа было установлено, что в корневой зоне сварного шва присутствует до 5% меди, в то время как в исходном материале она отсутствует. Таким образом, на основании проведенных исследований установлено, что основными причинами охрупчивания швов, полученных при лазерной сварке пластин из сплава 01420, являются: высокая пористость шва, окисление корня шва и диффузия меди из подложки в сварной шов.

Работа подготовлена по результатам исследований по государственному контракту № 02.438.11.7025 в рамках программы 1.6. ФЦНТП

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КРЕСТОВИН СТРЕЛОЧНЫХ ПЕРЕВОДОВ

Батаев В. А., Никулина А. А.

*Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия,
mm@mail.fam.nstu.ru*

Надежность железнодорожных стрелочных переводов является определяющим критерием в обеспечении скорости движения поездов. Одним из наиболее ответственных элементов стрелочного перевода является крестовина. От качества их соединения с рельсовыми окончаниями зависит надежность железнодорожного пути в целом. Еще несколько лет назад это соединение было болтовым, что не позволяло обеспечивать высокого качества стрелочных переводов. В настоящее время на Новосибирском стрелочном заводе организовано серийное производство сварных крестовин. Однако в процессе сварки появляется брак, достигающий 7% и более.

Исследования проводили в зоне сварки рельсовой стали и хромоникелевой вставки, применяемой для «совмещения» условий сварки рельсовой стали и стали Гадфильда. Измерения микротвердости показали, что со стороны рельсовой стали наблюдаются пики микротвердости со значением $\approx 4500 - 6000$ МПа. Со стороны хромоникелевой стали также зафиксирован высокий уровень микротвердости ($\approx 4000 - 5000$ МПа), что соответствует значению твердости мартенсита.

Для оценки качества сварного соединения были проведены испытания на трехточечный изгиб в условиях статического приложения нагрузки. В процессе испытаний образцы хрупко разрушаются по сварному шву между рельсовой и хромоникелевой сталями. Излом характеризуется металлическим блеском без видимых следов пластической деформации. Микрорентгеноспектральный анализ образцов в направлении, перпендикулярном линии сварного шва, показал наличие трех зон: зона хромоникелевой стали, переходная зона сварки и зона рельсовой стали.

В рельсовой стали наблюдается несколько пиков по содержанию никеля и хрома и одновременно несколько провалов на кривой, соответствующей железу. Появление этих пиков связано с прохождением зонда по закаленным локализованным зонам, фиксируемым в рельсовой стали. Образование этих зон объясняется диффузией хрома и никеля в процессе сварки из хромоникелевой вставки.

Большое значение имеют результаты, отражающие характер распределения титана. В хромоникелевой стали наблюдаются значительные всплески его содержания. Химический анализ показал, что причиной этого является наличие в стали хрупких включений сульфида титана.

При исследовании большого количества швов, полученных по заводской технологии, установлено, что мартенсит образуется практически всегда. Свойства мартенситных прослоек в разных сварных соединениях (или даже в пределах одного образца) отличаются. Кроме этого, на качество сварного шва отрицательно влияет наличие в хромоникелевой стали хрупких включений сульфида титана.

Анализ полученных результатов свидетельствует о необходимости изменения технологии стыковой контактной сварки с целью повышения трещиностойкости сварных швов и повышения надежности стрелочных переводов.

*Тезисы доклада подготовлены по результатам исследований по госконтракту
№ 02.438.11.7025 в рамках программы 1.6 ФЦНТП*

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ЛОКАЛЬНЫХ ОБЪЕМАХ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРИСУТСТВИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

Буров В. Г.

Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия, burow@graph.power.nstu.ru

В технологиях, использующих источники высококонцентрированной энергии, решающее влияние на физико-механические и эксплуатационные свойства гетерогенных металлических материалов оказывает их исходная структура. Влияние исходной структуры материала на его структуру и свойства после обработки тем значительнее, чем выше температура нагрева и ее градиент. При термической обработке гетерогенных материалов локальность теплового воздействия может приводить к появлению жидкой фазы, а при сварке – к испарению компонентов материала. Эти явления являются нежелательными, так как приводят в результате к формированию объемов с дефектной структурой.

Проведены исследования структуры зоны взаимодействия компонентов твердосплавной смеси со стальной подложкой во время жидкофазного спекания. Твердосплавная порошковая смесь WC-Co (BK8) подвергалась спеканию на плоской поверхности образцов из углеродистой стали как в вакуумной печи, так и электронным лучом. Установлено, что при большом количестве твердосплавной смеси в поверхностном слое формируется как минимум три зоны: покрытие, содержащее карбиды вольфрама и железо-кобальтовую матрицу; переходная зона, содержащая эвтектику, частицы сложного карбида $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ и незначительное количество частиц карбида вольфрама; материал основного металла с измененной структурой. Толщина переходной зоны не превышает 2 мм. В то же время, на части образцов наблюдаются проплавы диаметром до 2 мм по дефектным зонам неметаллических включений на глубину до 20 мм. Структура проплавов соответствует структуре переходной зоны.

Электроннолучевая термообработка поверхностного слоя стали У8, содержащего цементитные пластины видманштеттова типа после дополнительного насыщения углеродом, позволяет получить ледебурит на местах грубых пластин. Образование участков ледебурита при термической обработке стали означает, что при достижении температуры эвтектической реакции в структуре стали должна остаться какая-либо доля цементита. В углеродистых сталях это возможно лишь в том случае, если нагрев идет так быстро, что цементит не успевает раствориться в аустените.

Лазерная сварка листов из алюминиевого сплава 1420 газовым CO_2 -лазером мощностью излучения 3,5 кВт сопровождается образованием большого количества пор. Увеличение скорости перемещения материала относительно луча до 3,5 м/мин позволяет практически исключить крупные поры в шве, но при этом сохраняются мелкие поры размером до 30 мкм. Морфология поверхностей пор свидетельствует о возможной кристаллизации на них материала из паровой фазы. При сваривании пластин из других металлических сплавов качество швов увеличивается с увеличением их тугоплавкости и однородности структуры. Характер дефектов, и в частности пор, определяется свойствами и исходной структурой свариваемого материала.

Работа подготовлена по результатам исследований по государственному контракту № 02.438.11.7025 в рамках программы 1.6. ФЦНТП

ВЛИЯНИЕ ТИПА КАРБИДНОЙ ФАЗЫ НА ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Буров С. В.

Новосибирский государственный технический университет,

г. Новосибирск, Россия,

burow@graph.power.nstu.ru

Распространённым легирующим элементом, повышающим характеристики прочности и прокаливаемости сталей, является хром. В сталях, легированных хромом, могут наблюдаться различные типы карбидов. Вопрос о влиянии типа карбида в стали на износостойкость был поднят Л. Г. Коршуновым с соавторами [1].

Задачей данной работы являлось изучение износа сталей при сухом трении скольжения во взаимосвязи с типом имеющегося в них карбида и структурными изменениями в поверхностных слоях.

Материалом исследований служили стали 20, 20X, 20X13, 20X17H2. Выбор сталей был сделан с учетом типа карбидов: цементит и легированный цементит в сталях 20 и 20X и ϕ -карбид $(Fe, Cr)_{23}C_6$ в сталях 20X13 и 20X17H2 [2].

Плоские образцы изнашивали по схеме «диск – плоская колодка» при трении без смазки. Скорость скольжения составляла $\sim 3,5$ м/с. Нагрузка на образец составляла 43 Н. Объемный износ определяли, измеряя длину вырабатываемой индентором лунки. При трении происходил разогрев поверхностных слоев до $350 - 550$ °С. Стали 20 и 20X показали меньший объемный износ, чем стали 20X13 и 20X17H2 при одинаковой морфологии карбидной фазы, достигнутой исходной термообработкой.

Структурные изменения в ферритной матрице зависят от морфологии карбидов. Структура поверхностного слоя сталей 20 и 20X представляет собой феррито-карбидную смесь, в которой прошли процессы измельчения карбидной фазы. В структуре поверхностного слоя закаленной сталей 20X13 и 20X17H2 межкарбидное пространство после трения не полигонизовано.

Происходящие в материале деформированного поверхностного слоя процессы полигонизации делают возможной дальнейшую пластическую деформацию. Основным фактором, сдерживающим перераспределение дислокаций, являются дисперсные выделения частиц карбида. Температурная устойчивость ϕ -карбида выше, чем цементита: полное растворение карбидов в сталях 20X13 и 20X17H2 возможно при температурах выше ~ 1000 °С, тогда как цементит в доэвтектоидных углеродистых сталях исчезает при температуре перлитного превращения 727 °С. С уменьшением термической стойкости частиц возрастает их склонность к растворению при совместном действии деформации и нагрева. Таким образом, повышенная термическая стойкость карбидов приводит к более скорому отделению продуктов износа.

1. Коршунов Л.Г., Веселов И.Н., Хадыев М.С. Износостойкость и структурные превращения высокохромистых инструментальных сталей при трении. / Термическая обработка и физика металлов. Вып.5. Свердловск, изд-во УПИ им. С.М. Кирова, 1978. С. 101-110.
2. Сильман Г.И. Система Fe-C-Cr и переход от неё к системам Fe-C и Fe-C-Cr-Si. Термодинамический и термокинетический анализ. Расчет, построение и использование диаграмм. – Брянск: Изд. БГТИА, 1999. – 144 с.

Работа подготовлена по результатам исследований по государственному контракту № 02.438.11.7025 в рамках программы 1.6. ФЦНТП

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Батаева Е. А. Лизункова Я. С.

Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия, burow@graph.power.nstu.ru

Физическая природа упрочнения металла под действием пучков заряженных частиц связана с изменением структурного состояния поверхностных слоев. Процессы фазовых превращений при вневакуумной электронно-лучевой обработке протекают в условиях, существенно ограничивающих полноту прохождения диффузионных процессов.

Цель работы заключается в выявлении особенностей структурообразования поверхностного слоя углеродистых сталей при вневакуумной электронно-лучевой обработке. Модифицирование поверхности проводили на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ – 6 производства Института ядерной физики СО РАН.

Металлографический анализ стали У8 после электронно-лучевой закалки показал, что структура поверхностного слоя представляет собой мартенсит. В тоже время следует отметить, что строение самого мартенситного слоя является неоднородным. Объясняется это кратковременностью процесса нагрева материала, т.е. нехваткой времени для завершения диффузионных процессов и выравнивания химического состава в аустените. Соответственно механические свойства этого слоя по глубине могут существенно изменяться.

Наименее предпочтительная структура наблюдается в поверхностном слое глубиной ~ 50...200 мкм. Размер аустенитного зерна в этом слое составляет 30...50 мкм. Мартенситные кристаллы, образующиеся из такого аустенита, являются достаточно крупными. Дополнительным негативным фактором, характерным для верхней зоны упрочненного слоя, является перегрев металла. Зона перегрева характеризуется повышенным уровнем внутренних напряжений, о чем свидетельствуют микротрещины, образующиеся по границам бывшего аустенитного зерна. Фрактографические исследования показали, что разрушение перегретой зоны имеет явно выраженный интеркристаллитный характер и характеризуется повышенной хрупкостью. Отмеченные факты могут объяснять зафиксированные случаи пониженной контактно-усталостной выносливости и абразивной износостойкости поверхностно упрочненных сталей.

Гораздо более дисперсная и однородная мартенситная структура, обеспечивающая высокий уровень механических свойств, формируется в слое глубиной ~ 200...600 мкм. Среднее значение размера аустенитного зерна в закаленном слое составляет 8 мкм. Объясняется это тем, что температура нагрева и время пребывания материала в аустенитном состоянии были ниже, чем у поверхностного слоя.

Проведенные металлографические исследования свидетельствуют о необходимости устранения грубокристаллической структуры в поверхностном слое закаленной электронным лучом стали. Одним из решений данной задачи является микролегирование стали титаном и ниобием. Механизм благоприятного влияния этих элементов заключается в том, что карбиды титана и ниобия, располагаются по границам аустенитных зерен и препятствуют росту зерна. Действие этого механизма сохраняется до момента растворения дисперсных частиц. Установлено, что добавки титана и ниобия в количестве 0,1%, приводят к уменьшению размера зерна аустенита в поверхностном слое от 58 до 23 мкм.

Работа подготовлена по результатам исследований по государственному контракту № 02.438.11.7025 в рамках программы 1.6. ФЦНТП

ОЦЕНКА КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЁННЫХ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

Тушинский Л. И., Алхимов А. П.*, Косарев В. Ф., Плохов А. В.*, Мочалина Н. С.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия,

burow@graph.power.nstu.ru

** Институт теоретической и прикладной механики СО РАН*

Известно, что металлы и сплавы под воздействием коррозионной среды в различной степени подвергаются разрушению. Поэтому антикоррозионная защита стальных труб, используемых для нефтегазовой отрасли и водоснабжения, является актуальной проблемой.

Способ холодного газодинамического нанесения покрытий (разработан в Институте теоретической и прикладной механики СО РАН) заключается в формировании на напыляемой, предварительно подготовленной поверхности, слоя из частиц порошка, имеющих температуру, существенно меньшую их температуры плавления, но обладающих высоким уровнем кинетической энергии, получаемой в результате взаимодействия частиц со сверхзвуковой струей газа.

Исследование общей коррозии проводилось по ГОСТ 9.017-74: полное погружение образцов в 3 % раствор хлористого натрия с добавлением 0,1 %-го раствора пероксида водорода (данный состав раствора имитирует условия морской атмосферы). Питтинговую (межкристаллитную) коррозию исследовали по ГОСТ 9.021-74: в растворе (температурой 18–25°C), содержащем 3%-й раствор хлористого натрия + 1%-й раствор соляной кислоты. Наряду со стандартными средами, содержащими хлориды, применяли еще две кислые среды: 1%-й и 3%-й растворы азотной кислоты. Через 4, 8, 16, 32, 64 сут. образцы вынимали из раствора, удаляли продукты коррозии (по ГОСТ 9.902-83) и взвешивали в соответствии с рекомендациями ГОСТ 6130-71.

Испытания проводились на образцах с напыленными на них алюминиевым, цинковым, алюмоцинковыми с 5, 10, 20% цинка покрытиями, а также на контрольном образце (сталь Ст.2).

Выявлено, что увеличение длительности испытаний для всех образцов характеризуется увеличением пористости, активизацией расслаивающей коррозии, образованию общей и питтинговой коррозий и поровых каналов.

Проведённые исследования показали, что в кислых водных растворах (1%-м и 3%-м растворе азотной кислоты) активно корродирует цинковое покрытие. Коррозия алюминиевого и алюмоцинковых покрытий незначительна. Испытания в 3%-м растворе хлористого натрия + 0,1% раствора пероксида водорода и 3%-м растворе хлористого натрия + 1%-й раствор соляной кислоты выявили явные преимущества алюминиевого и алюмоцинковых (5 и 10 % цинка) покрытий.

По степени возрастания агрессивности к алюминиевому и алюмоцинковым с малым содержанием цинка покрытиям применяемые среды можно расположить в указанной последовательности: 1%-й раствор азотной кислоты; 3%-й раствор азотной кислоты; 3%-й раствор хлористого натрия + 1% соляной кислоты. Стойкость алюминиевых и алюмоцинковых покрытий с малым содержанием цинка весьма велика во всех средах и незначительно отличается для разных сред.

Работа подготовлена по результатам исследований по государственному контракту № 02.438.11.7025 в рамках программы 1.6. ФЦНТП

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ЗОН ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ И СВАРНЫХ ШВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ СТАЛИ 20

Головин Е. Д.

*Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия,
burow@graph.power.nstu.ru*

Механические свойства сварных конструкций определяются структурой швов и прилегающих к ним зон термического влияния. Структура сварных швов изучена достаточно подробно для ряда технологических процессов сварки. Особые условия сварки реализуются при лазерном нагреве заготовок. Представленная работа посвящена изучению структуры швов и зон термического влияния, полученных путем лазерной сварки углеродистых сталей.

В качестве объектов исследования использовали пластины из стали 20 толщиной 4...10 мм. Сварку осуществляли на непрерывном CO₂-лазере производства ИТПМ СО РАН. Мощность излучения составляла 3 кВт, скорость перемещения заготовок относительно лазерного луча – 0,1...0,6 м/мин. Несмотря на простой химический состав стали 20, при ее сварке возникает сложная структура сварного шва и примыкающей к нему зоны термического влияния. Четко выявляются пять областей металла с явно различающейся структурой. Основной металл, не претерпевший в процессе сварки структурных изменений, имеет типичную феррито-перлитную структуру.

Первые структурные изменения наблюдаются в зоне неполной перекристаллизации. На месте бывших колоний перлита образуются новые мелкие колонии и ферритные зерна. Степень перекристаллизации возрастает при приближении к сварному шву, то есть с ростом температуры. В следующей зоне, располагающейся ближе к сварному шву, происходит полная перекристаллизация структуры, вызванная нагревом стали выше температуры А_{с3}. В этой зоне происходит образование новой однородной феррито-перлитной структуры, отличающейся от основного металла меньшими размерами структурных составляющих и характеризующейся более высокими механическими свойствами.

Непосредственно к сварному шву примыкает зона крупнокристаллической структуры. Перегрев материала до температур, близких к температуре плавления основного металла, обуславливает наличие кристаллов видманштеттова игольчатого феррита длиной до 60 мкм. Особенностью структуры такого типа является низкий уровень пластических свойств. Последней является зона сварного шва. Она обладает крупнокристаллической, четко ориентированной феррито-цементитной структурой с ферритом видманштеттова типа.

В зоне термического влияния и сварном шве присутствуют области с негативной структурой, характеризующейся пониженным уровнем пластичности и трещиностойкости. Также наблюдается и благоприятная структура – зоны неполной и полной перекристаллизации, обладают лучшими показателями по сравнению с исходной структурой.

С позиции обеспечения высокого комплекса механических свойств желательным является расширение зоны с измельчённой феррито-перлитной структурой и устранение структуры видманштеттова феррита. Полностью устранить образование видманштеттова феррита в процессе сварки не удаётся. Одним из возможных решений повышения качества сварного шва является дополнительная термическая обработка.

При использовании лазерной технологии эта обработка может осуществляться путём повторного лазерного воздействия с режимами, обеспечивающими аустенитизацию стали и относительно медленное охлаждение для получения структуры феррито-перлитного типа.

Работа подготовлена по результатам исследований по государственному контракту № 02.438.11.7025 в рамках программы 1.6. ФЦНТП

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ С ГЕТЕРОФАЗНОЙ СТРУКТУРОЙ

Батаев А. А.

*Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск, Россия,
burow@graph.power.nstu.ru*

В основе процесса пластической деформации металлических материалов лежат явления локальных структурных изменений, обусловленных природой металлов и сплавов и связанных с их кристаллическим строением. Уровень конструктивной прочности материала определяется степенью развития локализованного течения на различных масштабных уровнях

Гетерофазная структура сталей является одним из наиболее удобных объектов для изучения явлений локализации пластического течения и наблюдения ротационных эффектов в металлических материалах. Характерная форма и расположение частиц второй фазы до деформации и после ее окончания позволяют надежно объяснить механизмы структурных преобразований, сопутствующих пластической деформации материалов. В случае горячей или теплой деформации сталей со структурой твердого раствора в основе визуализации эффектов пластического течения может лежать явление выделения частиц второй фазы по плоскостям наиболее активного пластического течения материала.

С увеличением скорости пластической деформации возрастает склонность материала к локализации пластического течения. Полосы локализованной деформации становятся тоньше, количество их уменьшается. Наиболее опасное проявление механизма локализованного течения в условиях динамического нагружения сталей связано с образованием полос адиабатического сдвига.

Процессы пластической деформации и разрушения металлических материалов неизбежно сопровождаются разворотами смежных объемов материала, проявляющимися на разных масштабных уровнях. Основными из них являются механизмы образования ячеистой и субзеренной дислокационной структуры, механизмы потери устойчивости протяженных элементов второй фазы, образования диполей частичных дисклиниаций, полосовой и фрагментированной структуры. Основная особенность поведения поверхностных слоев сталей в условиях высокоинтенсивного изнашивания по схеме трения скольжения, а также при воздействии частиц закрепленного и не жестко закрепленного абразива заключается в более активном, по сравнению глубинными объемами, развитии механизмов ротационной пластичности.

Наиболее заметные структурные преобразования, связанные с ротацией объемов материала, характерны для материалов, находящихся в условиях интенсивного нагружения (сухого трения скольжения, контактно-усталостного нагружения, обработки резанием, ротационнойковки, ротационной раскатки и др.). В приповерхностных объемах активно деформируемого материала возникают зоны нестационарного пластического течения, что обусловлено близостью свободной поверхности объекта, образованием новых участков свободной поверхности в виде трещин, наличием касательных напряжений и проявлением крутящих моментов внешнего происхождения.

Сохранение релаксационной способности материала означает возможность реализации механизма деформации по схеме «сдвиг + поворот» без потери сплошности материала. При невозможности проявления этого механизма пластического течения единственным эффективным механизмом релаксации внутренних напряжений является образование дефектов в виде несплошностей.

Работа подготовлена по результатам исследований по государственному контракту № 02.438.11.7025 в рамках программы 1.6. ФЦНТП

ПОЛУЧЕНИЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ

Денисова Д. А., Власенкова Е. Ю.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия

Vladimir_D@avtograd.ru

Установлено, что наночастицы обладают уникальными физическими свойствами. Специфичность их свойств обусловлена тем, что число атомов на поверхности сравнимо с общим количеством атомов в объеме [1, 2].

С другой стороны, не менее уникальными свойствами обладают и частицы с пентагональной симметрией, запрещенной законами классической кристаллографии [3]. В них нарушен дальний порядок; имеется высокая концентрация двойниковых границ раздела; запрещено трансляционное скольжение дислокаций; четко выражена текстура и, соответственно, анизотропия свойств; для них характерна низкая плотность и высокая твердость [4].

Но исследования пентагональных кристаллов размером до 100–200 мкм показывает незначительное увеличение прочностных характеристик. Причиной этого является следующее.

Пятерной кристалл состоит из 5 секторов, разделенных двойниковыми границами (см. рис.1). Внутри каждого сектора кристалл имеет обычную ГЦК-решетку, вдоль двойниковых границ – ГПУ-решетку, а у центра – икосаэдрическое расположение атомов и дисклинацию. Нарушение дальнего порядка (характерного для кристаллического состояния) занимает не более 5 % от общего объема кристалла. Следовательно, физико-механические свойства крупных кристаллов не должны существенно отличаться от обычного ГЦК кристалла. Повысить роль пятерной симметрии в кристалле можно одним способом: только ограничением размеров самого кристалла до наноразмеров путем уменьшения времени электроосаждения.

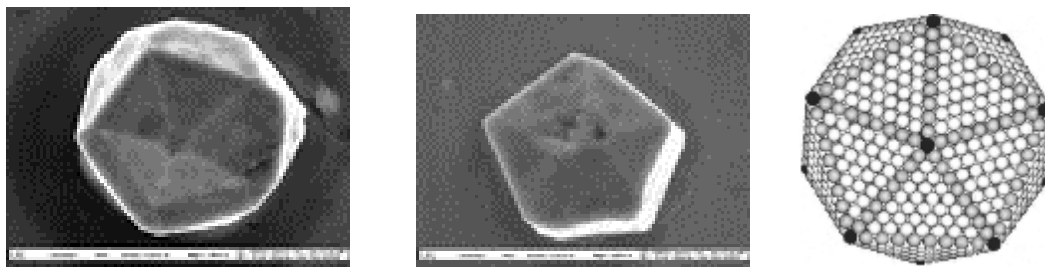


Рис. 1. Пятерные кристаллы и схема их строения

Объединение свойств наночастиц с пятерной симметрией будет способствовать появлению уникальных и аномальных свойств металлических наночастиц как за счет малых размеров, развитой поверхности, так и за счет некристаллической структуры.

Нами ведутся работы по получению и исследованию свойств пентагональных металлических наночастиц, полученных методом электроосаждения меди на индифферентных подложках. В работе используются стандартные сернокислые электролиты без добавок. Осаждение проводится при температурах 15–40 °С. Время осаждения для получения нанопентагонального кристалла подбирается в зависимости от типа подложки и от плотности тока. Осаждение ведется в гальваностатическом режиме при плотностях тока 0,01–1 мА/см². Исследование структуры и субструктуры проводится с помощью сканирующего JSM-6500 FE и металлографического Axiovert 40 MAT «ZEISS» микроскопов.

Работа выполнена при поддержке регионального гранта Российского Фонда Фундаментальных Исследований № 05-02-96508.

1. Нанотехнология в ближайшем десятилетии / Пер. амер. Обзоров под ред. Р.А. Андриевского. М.:Мир, 2002. 292 с.
2. Hofmeister H. Forty years study of fivefold twinned structures in small particles and thin films // Cryst. Res. Technol. 1998. V. 33. N 1.P. 3-25.
3. Gryaznov V.G., Heidenreich J., Kaprelov A.M. et all. Pentagonal symmetry and disclinations in small particlies // Cryst. Res. Technol. 1999. v.34. N 9. P. 1091-1119.
4. О формировании беспористых медных пленок и фольг, состоящих из пентагональных кристаллов // В сб. «Защитные покрытия в машиностроении и приборостроении». – Пенза, 20-21 мая – С.23-25

ВЛИЯНИЕ ТИПА ИНДИФФЕРЕНТНОЙ ПОДЛОЖКИ НА ФОРМЫ РОСТА КРИСТАЛЛОВ МЕДИ

Денисова Д. А., Викарчук А. А.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия.

Vladimir_D@avtograd.ru

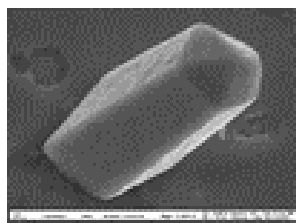
В работе [1] установлено, что, варьируя режимы электроосаждения, удастся получить 8 видов экзотических кристаллов с пентагональной симметрией. Однако нами установлено, что виды экзотических пятерных кристаллов, полученных электроосаждением, существенно зависят не только от режимов осаждения, но и от природы выбранной для осаждения индифферентной подложки. Исследование проводится на сле-

дующих материалах: нержавеющая сталь, нержавеющая сталь с титановым напылением, ниобий, дюралюминий. На нержавеющей стали с напылением в зависимости от режимов электроосаждения можно получить преимущественно нитевидные кристаллы (рис. 1 а, б)

На дюралюминиевых подложках возникает смесь, как нитевидных кристаллов, так и многогранников (рис. 2 а, б). Но пока не удастся подобрать режимы, на которых осаждался бы преимущественно один вид экзотических кристаллов



а)

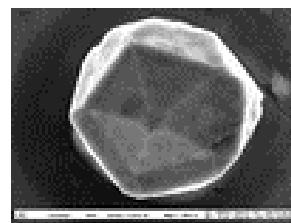


б)

Рис. 1.



а)



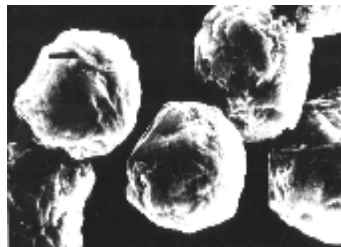
б)

Рис. 2.

А вот при осаждении на ниобии пока ни в одном из проведенных режимов осаждения нам не удалось получить ни одного нитевидного объекта, все получаемые пентагональные образования имеют сложную многогранную или шарообразную форму (рис. 3 а, б).



а)



б)

Рис. 3.

В настоящей работе отдельные кристаллы и их конгломераты получали из сернокислого электролита в гальваностатическом режиме. Исследования структуры проводились с помощью сканирующего JSM-6500 FE, металлографического Axiovert 40 MAT “ZEISS” микроскопов.

Работы по исследованию влияния природы подложки на виды пятерных образований продолжаются. Выясняются причины такого существенного различия в их форме.

Работа выполнена при финансовой поддержке регионального гранта Российского Фонда Фундаментальных Исследований № 05-02-96508

1. Викарчук А.А., Воленко А.П. Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения // ФТТ.2005. том 47. С. 339-344.

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Викарчук А. А., Ясников И. С., Талалова Е. В., Денисова Д. А.

Тольяттинский государственный университет, Россия,
yasn@infopac.ru

В работе на основе проведённых экспериментальных исследований процессов образования и эволюции пентагональных кристаллов при электрокристаллизации меди [1] по схеме, представленной на рис. 1 составлена и обоснована диаграмма возможных фазовых переходов в малых частицах при варьировании параметров, управляющих процессом электроосаждения (рис. 2).

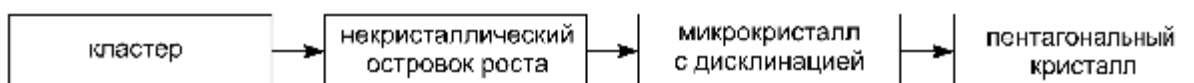


Рис. 1. Схема образования и эволюции пентагональных кристаллов при электрокристаллизации меди

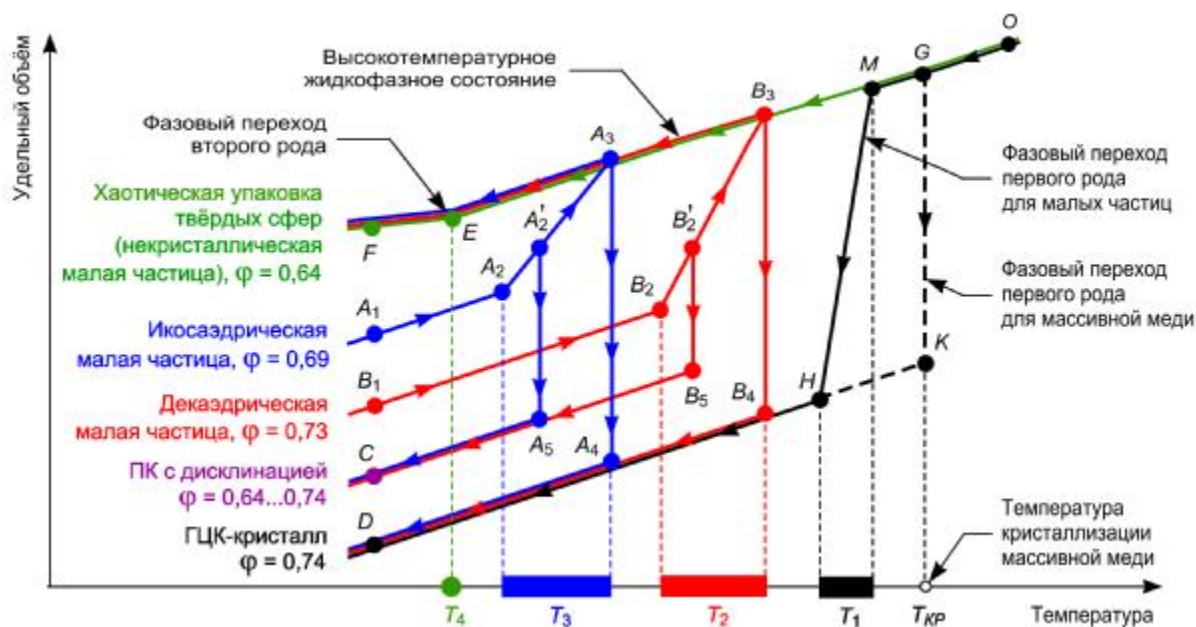


Рис. 2. Диаграмма возможных фазовых переходов в малых частицах

При этом было выявлено, что размерный эффект, связанный с малыми частицами, существенным образом видоизменяет диаграмму фазовых переходов, характерных для массивной меди, и может приводить к образованию малых частиц с пентагональной симметрией, запрещённых законами кристаллографии.

Анализ фазовой диаграммы (рис. 2) позволяет наметить пути получения малых частиц с заданными свойствами, а именно:

1. Для получения пентагональных кристаллов требуется перевод некристаллических островков в высокотемпературное состояние. Последующее снижение температуры вызывает кристаллизацию поверхности островка с частичным сохранением в нем

ближнего порядка в центре, т.е. образованием микрокристалла, содержащего дефект дисклинационного типа (путь $A_1 \rightarrow A_2 \rightarrow A_2' \rightarrow A_5 \rightarrow C$ для икосаэдрических малых частиц или $B_1 \rightarrow B_2 \rightarrow B_2' \rightarrow B_5 \rightarrow C$ для декаэдрических малых частиц).

2. Если островок находился в высокотемпературном жидкообразном состоянии, и в этот момент прекратить ток (доставку ионов) и обеспечить достаточно быстрый отвод тепла от островка в электролит и подложку, то можно добиться аморфизации металла (путь $A_1 \rightarrow A_2 \rightarrow A_3 \rightarrow E \rightarrow F$ для икосаэдрических малых частиц или $B_1 \rightarrow B_2 \rightarrow B_3 \rightarrow E \rightarrow F$ для декаэдрических малых частиц).

3. Если островок находился в жидкообразном состоянии сравнительно долго, то при малой скорости охлаждения возможно формирование совершенного ГЦК-кристалла (путь $A_1 \rightarrow A_2 \rightarrow A_3 \rightarrow A_4 \rightarrow D$ для икосаэдрических малых частиц или $B_1 \rightarrow B_2 \rightarrow B_3 \rightarrow B_4 \rightarrow D$ для декаэдрических малых частиц).

Возможно, что данные положения могут послужить базисом для теории создания в процессе электрокристаллизации новых материалов с заданными свойствами.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект N 05-02-96508)

1. А. А. Викарчук, И. С. Ясников Особенности массо- и теплообмена в микро- и наночастицах, формирующихся при электрокристаллизации меди // Физика твёрдого тела, 2006. – Т. 48, вып. 3. – С. 536 – 539.

ИНКУБАЦИОННЫЙ ПЕРИОД РАЗВИТИЯ КАПЛЕУДАРНОЙ ЭРОЗИИ В ЛОПАТКАХ ПАРОВЫХ ТУРБИН

Крылов Н. А., Ланина А. А., Иванова Г. В., Галышев А. А., Иванов Е. К.

Санкт-Петербургский институт машиностроения, Россия,

Skotnikova@mail.ru

Во время эксплуатации рабочих лопаток паровых турбин АЭС, интенсивность нарастания скорости эрозии немонотонна. Различают три типичных этапа протекания процессов эрозии (глубины эрозионного износа) во времени. На первом этапе (τ_1), в так называемом инкубационном периоде, видимых повреждений поверхности нет, потерь массы материала зафиксировать не удаётся (рис.1). В ряде работ показано, что собственно эрозии материала предшествует рост микронапряжений, увеличение в металле лопатки плотности дислокаций до предельного значения 10^{12} - 10^{13} см⁻¹. Второй этап (τ_2) характеризуется тем, что в нем имеет место максимальная скорость эрозии, и в течение этого отрезка времени она остаётся практически постоянной. На третьем этапе (τ_3), по различным причинам эрозия ослабевает.

Методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследованы структурные и фазовые изменения, происходящие в материале лопаток паровых турбин из двухфазного титанового сплава ТС5, после каплеударного воздействия со скоростью 300...600 м/с.

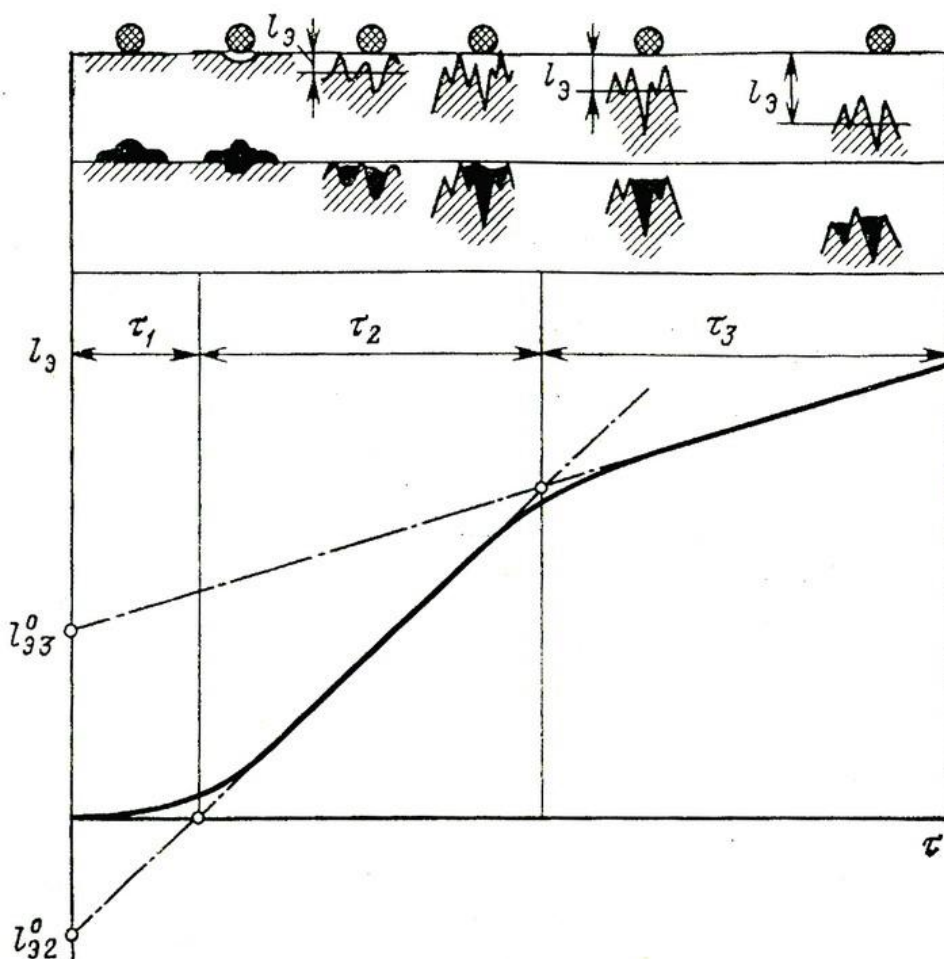


Рис.1. Характерная кинетическая кривая каплеударной эрозии металла лопаток

Показано, что в инкубационном периоде эрозионного повреждения поверхности паровой лопатки на входе формировалась волна нагрузки, приводящая к распаду бета-фазы и обогащению ванадием альфа-фазы вплоть до формирования мягкой фазы орторомбического мартенсита, гасящей ударную волну. В результате отражения ударной волны формировалась волна разгрузки. При этом происходила смена механизма пластической деформации от сдвигового к ротационному. Этим процессам сопутствовали интенсивное тепловыделение и обратное фазовое превращение, при котором формировалась мягкая пересыщенная ванадием бета-фаза, склонная к распаду вплоть до формирования хрупкой омега-фазы и зарождения хрупких микротрещин. Аналогичные результаты были получены авторами ранее [1] при исследовании структурно-фазовых превращений в двухфазном титановом сплаве ВТ6 после ударного нагружения плоским бойком со скоростью 400...600 м/сек.

1. Скотникова М.А., Штельмах С.В., Андреева В. Д., Крылов Н.А, Структурно-фазовые превращения в двухфазном титановом сплаве ВТ6 при импульсном нагружении, Сб. статей «Фазовые превращения и прочность кристаллов». Черноголовка, 2004, 129-130 с.

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ДИФфуЗИОННЫХ ЦИНКОВЫХ И ЦИНКАЛЮМИНИЕВЫХ СЛОЕВ В ПСЕВДООЖИЖЕННОМ СЛОЕ

Баландин Ю. А., Колпаков А. С. *, Жарков Е. В.

*Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия,
mitom@magtu.ru*

** УГТУ – УПИ, Екатеринбург, Россия*

Среди многообразия методов цинкования, применяемых для повышения коррозионной стойкости, следует выделить процесс диффузионного цинкования. Однако широкое промышленное применение этого способа ограничено из-за большой длительности процесса. В мировой практике для интенсификации процессов химико-термической обработки (ХТО) применяют псевдооживленный слой (ПОС).

В данной работе были разработаны и исследованы новые технологии диффузионного цинкования и цинкалюминирования в ПОС сталей Ст.3, 10 и 20. Исследовано влияние параметров ХТО на микротвердость, микрохрупкость и коррозионную стойкость цинковых и цинкалюминиевых слоев.

Эксперименты проводили в интервале температур 450–550 °С. Этап обычного диффузионного цинкования заключался в насыщении образцов в порошковой смеси состоящей из 50% цинка, 2% хлористого аммония, остальное корунд Al_2O_3 . Для диффузионного цинкования в ПОС использовалась смесь следующего состава: 10% цинка, 0,5% хлористого аммония, остальное корунд Al_2O_3 . При диффузионном цинкалюминировании в ПОС порошковая смесь состояла из 10% цинка, 0,1% алюминия, 0,5% хлористого аммония, остальное корунд Al_2O_3 .

Исследование показало, что при насыщении в ПОС в течение 5–30 минут образовывались цинковые и цинкалюминиевые слои толщиной 30–100 и 40–110 мкм, соответственно. Следует отметить, что в случае обычного цинкования диффузионные слои такой же толщины образуются за 2–4 часа.

ДюрOMETрический анализ, проведенный на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,2Н, показал, что микротвердость фаз, составляющих цинковые и цинкалюминиевые диффузионные слои, была в пределах 300–350 НВ. Фазовый рентгеноструктурный и микрорентгеноспектральный анализы позволили определить фазовый состав диффузионных слоев: Γ , δ_1 и ξ . Соотношение фаз в диффузионном слое зависело от температурного режима процесса насыщения.

Исследование микрохрупкости показало, что при цинковании в ПОС с добавками алюминия наблюдается уменьшение микрохрупкости цинковых покрытий. Вероятно, этот факт связан с растворением в железоцинковом покрытии алюминия.

Исследование скорости коррозии (3 %-ный водный раствор NaCl в течение от 1 до 30 суток) показали, что цинкалюминиевое покрытие, полученное в ПОС, обладает более высокой коррозионной стойкостью, по сравнению с цинковым покрытием. Это связано с легированием диффузионных слоёв алюминием и образованием на поверхности образцов окисной пленки, состоящей из продуктов коррозии более сложного химического состава.

По сравнению с традиционно проводимым цинкованием в порошковых смесях, цинкование и цинкалюминирование в псевдооживленном слое сокращает продолжительность процесса насыщения в 2 - 3 раза и позволяет получать качественные коррозионностойкие покрытия на стальных изделиях сложной конфигурации.

РАДИАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Овчинников В. В.

*Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
vladimir@iep.uran.ru*

Вопрос о характере воздействия ионизирующих излучений на структуру и свойства алюминиевых сплавов возникает, например, в связи с их использованием в ядерных энергетических установках и в открытом космосе. Необходима гарантия стабильности свойств изделий из этих сплавов в условиях длительного воздействия потоков ионизирующих излучений. Кроме того, в последние десятилетия пучки заряженных частиц (электронов, ионов) стали использоваться как инструмент воздействия на различные материалы (металлы, полупроводники и диэлектрики). В ряде случаев при этом удается формировать уникальные электрические, магнитные, механические, трибологические, контактно-химические, оптические и др. свойства материалов. В докладе рассматриваются физические основы и результаты воздействия корпускулярного излучения на алюминий и его сплавы.

Дан обзор влияния нейтронов, жесткого γ -излучения, а также пучков ускоренных электронов и ионов на структуру и свойства модельных и технических сплавов на основе алюминия. Одним из наиболее перспективных направлений современной технологии обработки материалов является ионно-лучевая обработка. Структурное состояние и физические свойства веществ, подвергнутых ионно-лучевому воздействию, существенно отличаются от соответствующего состояния и свойств веществ после обычной термической обработки или других традиционных видов воздействия.

Роль алюминиевых сплавов в качестве конструкционных материалов современной техники постоянно возрастает. Это касается практически всех отраслей промышленности, в том числе, направлений, связанных с развитием энергосберегающих и других наукоемких технологий, а также с решением экологических проблем. В последнее время, кроме высоких требований к статической прочности, коррозионной стойкости, трещиностойкости, высокой стабильности свойств алюминиевых сплавов, жесткие требования предъявляются к стоимости полуфабрикатов, а также к уровню производственных затрат. Это стимулирует разработку принципиально новых алюминиевых сплавов и технологий их обработки.

Так, алюминиевые сплавы, легированные литием, обладают уникальным сочетанием ресурсных характеристик, прочности, коррозионной стойкости, свариваемости, имеют существенные преимущества перед традиционными сплавами типа Д16 и В95. Они легче; их удельная прочность, модуль упругости и ресурсные характеристики (вязкость разрушения, сопротивление малоцикловой усталости) выше. Кроме этого, они имеют высокую коррозионную стойкость и прекрасно свариваются с использованием всех видов сварки. Это делает их весьма перспективными материалами для авиакосмического применения.

На основе выполненных в ИЭФ УрО РАН фундаментальных и прикладных исследований предложены методы ионно-лучевой обработки промышленных алюминиевых сплавов – продукции Каменск-Уральского металлургического завода. В частности, разработаны методы воздействия на прочность, пластичность, коррозионную стойкость различных марок сплавов, а также снижения трудоемкости процессов: замены длительных отжигов при повышенных температурах облучением ионами средних энергий (несколько десятков кэВ) в течение короткого времени.

НЕУПРУГИЕ ЯВЛЕНИЯ И КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ Fe–Cr–Mn–Ni СПЛАВА В УСЛОВИЯХ НАКОПЛЕНИЯ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Белоусов Н. Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины
bil@hpress.dipt.donetsk.ua

Неупругие явления и структурно-кинетические процессы в Fe–Cr–Mn–Ni сплаве (аустенит высокоазотистой стали (HNS), $C_N = 0.01 \div 1.2\%N$) исследованы методами акустической спектроскопии: а) составной вибратор ($f = 100$ кГц), б) эхо-импульсный метод ($f = 10$ и 30 МГц). Структурообразование осуществлялось комплексным накоплением больших пластических деформаций в различных системах скольжения. Механоактивация различных систем скольжения производилась сочетанием определённых видов деформаций, включая гидропрессование, кручение, сдвиг под давлением. Выделение и исследование заданных систем скольжения осуществлялось методами акустической спектроскопии путём выбора волн продольной и поперечной поляризации.

При исследовании HNS после различных видов деформаций на температурной зависимости акустических потерь был обнаружен максимум, величина и температурное положение которого зависели как от степени накопленной деформации, так и от концентрации атомов азота. Показано, что максимум неупругих потерь обусловлен термоактивацией структурных дефектов различных систем скольжения. Температура появления максимума после накопления пластической деформации обусловлена термодинамической неустойчивостью дефектов в участках локализованной пластической деформации. Эта неустойчивость связана с проявлением вязкого поведения структурных элементов, таких как: полосы скольжения, двойниковые границы, вновь образованные границы зёрен, как в процессе фрагментации, так и при динамической рекристаллизации. Обнаружено уменьшение величины максимума в процессе изохронного отжига. Показано, что протекание аккомодационных процессов во фрагментированной структуре вызывает кинетические изменения внутри структурных дефектов. Методом малоуглового рентгеновского рассеяния обнаружены наноразмерные выделения, связанные с перераспределением атомов азота в приграничных зонах структурных дефектов и в областях локализации пластической деформации. Это приводит к уменьшению вязкости структурных границ деформационного происхождения, в первую очередь, двойников. Последнее проявляется в снижении неупругих потерь и в увеличении термической стабильности, как отдельных структурных элементов (границ двойников), так и структуры в целом. Обработка кинетических кривых изохронного отжига позволила проследить кинетику распада пересыщенного твердого раствора (на примере HNS с $C_N = 0,6\%N$): от образования атмосфер из примесных атомов на дислокациях в приграничных зонах наиболее деформированных зёрен, до образования наноразмерных выделений на внутренних структурных элементах – полосах локализованной пластической деформации. Обработка кривых амплитудной зависимости акустических потерь позволила обнаружить узкую температурную область их аномального поведения. Это позволило предположить возможность образования в приграничных зонах локализованной пластической деформации наноразмерных областей – нанодоменной двойниковой структуры, что было подтверждено последующими электронномикроскопическими исследованиями.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Автократова Е.В.	73, 108	Валиахметова О.М.	100
Азов А.Ю.	71	Валиев Р.З.	3, 113, 114, 139, 208, 212
Алексеева В.В.	93	Валиуллин А.И.	70
Алёхин В.П.	3, 8	Вальков Е.В.	176
Алиевский В.М.	222, 223	Варгасов Н.Р.	173
Алхимов А.П.	231	Варюхин В.Н.	64, 67, 69
Антенорова Н.П.	128, 129	Васильев Л.С.	224
Антонов И.В.	222	Васильев М.В.	174
Аполлонов А.А.	108	Величко В.В.	218
Арисова В.Н.	59, 60	Вержаковская М.А.	148
Арсенкин А.М.	12	Веселов И.Н.	120, 137
Архангельская А.А.	79, 80	Викарчук А.А.	16, 18, 29, 235-237
Аршинов А.В.	185	Вичужанин Д.И.	127
Аршинов А.Г.	136	Вичужанин Д.М.	130
Аунг Чжо Мин	28	Власенкова Е.Ю.	29, 234
Ахунова А.Х.	126	Водолазский Ф.В.	143
Ашихмина И.Н.	123	Волков А.С.	52
Бабицкий Н.А.	40	Волкова Г.К.	169
Бабкин С.Э.	218	Волосникова А.С.	221
Багаутдинов А.Ф.	36	Воробьев С.В.	35
Багмутов В.П.	116, 117	Воронова Л.М.	55
Баландин Ю.А.	240	Вотинов А.В.	160
Балин А.Н.	174, 176	Выбойщик Л.М.	200
Бараз В.Р.	177, 178	Выбойщик М.А.	7
Баранникова С.А.	104	Вязникова Е.А.	198, 215
Барахтин, Б.К.	173	Гаврилюк В.Г.	31
Бардинова М.А.	113, 114	Гайдуков В.В.	223
Баричко В.С.	138	Галиев А.М.	76, 111
Батаев А.А.	233	Галышев А.А.	238
Батаев В.А.	227	Гервасьев М.А.	136, 185, 189, 190
Батаев И.А.	226	Герцрикен Д.С.	91-93,
Батаева Е.А.	230	Геттингер М.В.	210
Бевз В.П.	92	Гильманов М.Х.	118
Бейгельзимер Я.Е.	64	Гильфанова И.И.	199
Беликов С.В.	118, 123, 183, 184	Гладковский С.В.	68, 127, 130
Белозерова Т.А.	182	Глезер А.М.	5
Белоусов Н.Н.	242	Гойхенберг Ю.Н.	54
Бельтюков А.Л.	163	Головин Е.Д.	232
Бердин В.К.	126, 133, 165	Головин Ю.И.	4
Бердин Н.В.	165	Голосиенко С.А.	172
Березовская В.В.	68, 87	Гольцова М.В.	119
Бесогонов А.В.	101	Голяков И.В.	87
Бесогонов В.В.	101, 102	Гомзиков А.И.	77
Битюков С.М.	112	Гончарик А.Г.	124
Бледнова Ж.М.	158-160	Горкунов Э.С.	127, 166
Богданова Т.П.	130	Горожанин П.Ю.	82, 85, 86, 180
Болдырев Д.А.	43, 44	Грачев С.В.	121, 135, 186, 198, 199, 204, 213
Борякова А.Н.	138	Григоров И.Г.	206
Брюшко В.И.	20, 26	Григорьева Н.А.	131
Будовских Е.А.	36	Грозов В.Е.	32, 33 35-37, 39, 40
Булаев А.А.	133	Громова А.В.	34
Бурнышев И.Н.	100-102	Гроховский В.И.	221-223
Буров В.Г.	228	Гундеров Д.В.	208, 212
Буров С.В.	229	Гущина Н.В.	125
Бурцев Б.И.	188	Данейко О.И.	132
Бутягин А.А.	153	Данилов В.И.	103
Бушманов П.В.	204		
Быков Р.Н.	7		
Быкова П.О.	97		

Дегтярев М.В.	55	Кандаров И.В.	139, 212
Демаков С.Л.	61, 105, 124, 143	Капустин А.Н.	155
Демидов А.В.	63	Капуткин Д.Е.	157
Денисова Д.А.	234-237	Карабаналов М.С.	105
Дерягин А.И.	69	Кардолина Н.И.	105
Довженко О.А.	16, 18	Карпович И.И.	116
Дорофеев Г.А.	216	Карьев Л.Г.	156
Дорошенко Н.М.	121	Карькина Л.Е.	10
Дубровский Б.А.	170	Катаева Н.В.	70
<u>Дудаков С.П.</u>	151	Кириллов А.М.	151
Дудко В.А.	111	Кириллов Р.А.	154
Дюпин А.П.	206-208	Киселева Т.Д.	147
Егорова Л.Ю.	140	Клевцов Г.В.	74, 75
Егоянц П.А.	71	Клевцова Н.А.	74, 75
Еланцев А.В.	110	Клейнер Л.М.	95, 96
Елсуков Е.П.	216	Климашин С.И.	33
Ермаков А.Н.	206	Клюкач И.Л.	147
Ермакова В.П.	215	Ковалев Ю.М.	52
Ермакова О.Н.	206	Ковалевская Т.А.	131, 132
Ермолаев А.С.	94, 97	Коваленко В.В.	32
Ермолов В.С.	116	Коваль Ю.Н.	93
Ефимов О.Ю.	39, 99	Когай В.Я.	101
Жарков Е.В.	240	Коджаспиров Г.Е.	134
Жиганова Е.В.	221	Козлов А.В.	72
Жиров Г.И.	119	Козлов Э.В.	32, 33, 35, 38, 58
Жу Ю.Т.	208	Козловских В.А.	125
Жукова С.Ю.	82, 83, 85, 86, 120, 137, 180	Коледов В.В.	209
Журавель Л.В.	157	Колобылин Ю.М.	140
Завьялова О.Я.	181	Колпаков А.С.	105, 204, 240
Задворкин С.М.	127, 166	Колупаева С.Н.	132
Зайнулин Ю.Г.	206	Комоликов К.Ю.	89, 123
Закирова М.Г.	94, 97	Конакова И.П.	68, 79, 81
Замятин В.М.	121, 122, 201	Кондратов В.М.	65
Захаров И.Н.	116, 117	Коновалов С.В.	32, 35, 37, 40
Заяц Л.Ц.	94, 96, 97	Константинова Т.Е.	169
Зельдович В.И.	45-47	Кончаковский И.В.	135
Золотова Д.В.	153	Кончаковский И.Н.	186
Иванов А.М.	106	Конькова Т.Н.	197
Иванов В.М.	152	Коробов Ю.С.	174
Иванов Е.А.	42	Королев А.В.	205, 209
Иванов Е.К.	238	Коршунов Л.Г.	46, 54, 141, 142, 177
Иванов Ю.Ф.	32, 34-37, 39, 40	Коряковцев А.С.	194
Иванова Г.В.	238	Косарев В.Ф.	231
Ивченко В.А.	53, 69, 72	Косицын С.В.	70
Игнатова Н.И.	94	Косицына И.И.	49
Илларионов А.Г.	124	Коуров Н.И.	205, 207, 209
Ильичев Л.Л.	75	Кочеткова Л.П.	179
Ильясов Р.С.	218	Кошелев В.В.	182
Исерсон К.Г.	137, 138	Кравцов А.В.	214
Исламгалиев Р.К.	57, 107, 113, 114	Краснощеков М.В.	157
Ишина Е.А.	130	Криштал М.М.	22-25
Кадушников Р.М.	222, 223	Круглова А.А.	171
Казакулов И.Я.	108	Крутикова И.А.	145
Кайбышев Р.О.	73, 76, 108, 109, 111	Крылов Н.А.	238
Кайгородова Л.И.	122, 125	Кудря А.В.	11-14
Калетина Ю.В.	9	Кузнецов В.П.	193-196
Каменин И.Г.	222, 223	Кулик А.Н.	186
		Кулищенко Б.А.	174, 176
		Кулясова О.Б.	57
		Кунцевич Т.Э.	207
		Куранова Н.Н.	208
		Курильчик Е.В.	71
		Курманаева Л.Р.	107

Ладьянов В.И.	163
Лаев К.А.	86, 112, 120
Лазутова Е.Б.	25
Ланина А.А.	238
Лановая А.В.	152
Ларинин Д.М.	95
Латыш В.В.	139, 212
Лашевич В.И.	138
Лебедева Н.В.	173
Лесников В.П.	193–196
Лефлер М.Н.	82, 180
Лизункова Я.С.	230
Лимонов Д.Н.	152
Линхард А.Д.	181
Лисовская О.Б.	179
Лисовский В.А.	179
Лобанов М.Л.	77, 78
Лоладзе Л.В.	67, 69, 169
Ломаев И.Л.	224
Лубяной Д.А.	30
Лукьянов А.В.	212
Луценко Г.В.	92
Лушникова Т.В.	110
Мазанко В.Ф.	91–93
Майсурадзе М.В.	62
Макаров А.В.	140–142, 166
Макаров В.В.	150
Малиновская В.А.	38, 58
Малыгина И.Ю.	142
Мальцева Л.А.	181, 198, 199, 215
Мальцева Т.В.	181, 198, 199
Марков Е.А.	13
Мартусевич Е.В.	36
Марченков В.В.	203
Марченкова Е.Б.	205, 209
Махинько Ф.Ф.	125
Медведева И.В.	162
Менделева Ю.А.	71
Меньшикова С.Г.	163
Меренкова Н.А.	174
Мерсон Д.Л.	20–23, 26, 27
Мещеряков Д.Е.	27
Микрюков В.Г.	37
Милявский В.В.	69
Мирзаев Д.А.	219, 225
Мирзоев А.А.	225
Миронов В.М.	92, 93
Миронов Д.В.	91, 92
Миронов С.Ю.	197
Миронова О.А.	91
Миронова Т.В.	92
Мисарь А.Д.	181
Митлина Л.А.	91
Митропольская С.Ю.	127, 130
Митрохович Н.Н.	98
Михайлов М.С.	172
Михайлов С.Б.	136, 176, 185–187, 192, 201
Михайлова Н.А.	185–187, 192, 201
Михайлович А.П.	222
Михеев Д.В.	215

Могучева А.А.	109
Можаровский С.М.	125
Моляров В.Г.	28
Морозов М.М.	40
Московских О.П.	121, 122
Мотовилина Г.Д.	202
Мочалина Н.С.	231
Мурашкин М.Ю.	114
Мутагарова С.А.	100
Мушников В.С.	121, 122
Мышевский И.С.	159
Нагорных И.Л.	102
Нассонова О.Ю.	89, 90
Наумов А.А.	134
Немец А.М.	172
Нестерова Е.В.	172
Николаев Е.А.	7
Никонова И.В.	131
Никулина А.А.	227
Нуриева С.К.	133
Овсянников С.В.	20
Овчинников В.В.	72, 125, 241
Огнев А.Ю.	226
Озерец Н.Н.	181, 198, 199
Оленева О.А.	150, 162
Опарин И.С.	178
Орлов В.В.	171
Орлова Н.А.	102
Осинская Ю.В.	146
Осинцева А.Л.	140
Осипова О.Ю.	111
Пазилова У.А.	202
Палеев В.С.	136, 185
Панина А.Ю.	204
Панов А.В.	219
Панфилова Л.М.	145
Папилин И.Л.	201
Параца В.Н.	164
Пермякова И.Е.	5, 155
Петрова Н.Д.	106
Петроченко Е.В.	149
Печина Е.А.	61
Пилипенко А.П.	164
Пискаленко В.В.	32
Плишкина Ю.Г.	189, 190
Плохов А.В.	231
Плужников С.Н.	151
Плужникова Т.Н.	151, 152, 154
Покоев А.В.	6, 146, 148
Пономарева И.А.	60
Пономарева М.В.	14
Попов А.А.	78, 110, 123, 150, 162
Попов В.И.	122
Попова Е.В.	72
Попова М.А.	83
Попова Н.А.	33, 38, 58
Прокофьев Е.А.	212
Прокофьева О.В.	64
Пугачева Н.Б.	115, 128, 129
Пушин В.Г.	205–209

Пышминцев И.Ю.	192	Терещенко Н.А.	219
Рабинович С.В.	135, 186	Тетельбаум Д.И.	71
Радионова Л.В.	170	Титоров Д.Б.	48
Разуваев А.А.	22	Тихонцева Н.Т.	82
Ракоч А.Г.	15	Тихонькова О.В.	33
Растегаев И.А.	23	Ткачёв С.П.	211
Редикульцев А.А.	77, 78	Ткачёва Г.И.	211
Репина О.В.	193, 194	Трекин Г.Е.	167, 168
Роговая С.А.	166	Трудов А.Ф.	60
Родионов Д.П.	50	Трушин И.С.	87
Россина Н.Г.	79, 162	Трыков Ю.П.	59, 60
Рубцова М.И.	198	Тушинский Л.И.	231
Рудаков В.И.	75	Тюрьков М.Н.	16
Русаков Г.М.	77, 78	Тялин Ю.И.	153
Рыбин В.В.	173	Тялина В.А.	153
Рыжков М.А.	112	Уксуников А.Н.	205, 208, 209
Рюмкин М.О.	24	Утяшев Ф.З.	220
Рюмшина Т.А.	169	Ушаков И.В.	88
Савенко В.С.	41	Фарбер В.М.	82-86, 112, 120, 167
Саврай Р.А.	166	Федоров В.А.	5, 151, 154-156
Сазонова В.А.	50	Фельдман В.Е.	52
Салимгареева Г.Х.	139	Филиппов М.А.	174-176, 182
Салихов Т.Ш.	14	Фокина Е.А.	9
Салищев Г.А.	197	Фролова Н.Ю.	45-47, 128
Самарский Д.С.	59	Фролова О.А.	74
Сарычева Н.А.	120, 137	Фьонг Н.С.	28
Семенова И.П.	139	Хабиева И.Д.	76, 111
Семин А.П.	37	Хадыев М.С.	80, 176, 191
Семичева Т.Г.	172	Хайруллин Т.В.	217
Серебряков А.В.	150	Хакимова И.И.	213
Сибиряков А.В.	143	Харитонов В.Н.	138
Сибиряков В.А.	118	Харлова Е.В.	180
Силин Д.А.	143, 144	Харчук М.Д.	135
Симаков В.П.	99	Хейфец А.Э.	45-47
Сироткин Д.Е.	51	Хлебникова Ю.В.	10, 50
Скворцов А.А.	65	Хлусова Е.И.	171, 202
Скворцов А.И.	65, 66	Ходырева Е.М.	143
Скопин П.Н.	167	Хомская И.В.	45-47
Смирнов В.Л.	121	Хотинов В.А.	83, 86, 192
Смирнов С.В.	127-129, 166	Хохлов В.В.	15
Соколовская Э.А.	12, 14	Худорожков С.В.	191
Соловьева Ю.В.	188, 210	Худорожкова Ю.В.	189, 190
Солодова И.Л.	141, 142	Цалина Н.Б.	44
Сомина С.В.	222, 223	Целлермаер В.В.	33
Соснин О.В.	32	Целлермаер В.Я.	34
Сошникова Е.П.	113	Чаевский М.И.	160
Спицына Ю.В.	174	Чаусов Н.Г.	164
Старенченко В.А.	188	Чашухина Т.И.	55
Степаненко М.А.	158	Чемеркина М.В.	154
Стерелюхин А.А.	156	Черепяхин Е.В.	95
Столбов В.И.	217	Черкашнев Г.В.	191
Стрельникова А.В.	103	Черменский В.И.	135
Стрижак В.А.	178	Черненко Н.Л.	46, 54
Сухова В.Г.	12	Черных Е.С.	83, 85, 86
Сухопар О.В.	73	Черняева Е.В.	27
Счастливец В.М.	9, 10, 140, 141	Чесноков М.А.	123
Сыропятов А.В.	185	Чиванов А.В.	154
Табатчикова Т.И.	10, 140	Чинокалов В.Я.	37, 39, 99
Талалова Е.В.	237		
Татауров Д.В.	70		

Чугунов А.В.	22	Щетников Н.В.	124
Чуланов В.И.	42	Эйсмонт Ю.Г.	62
Чумакова Л.Д.	79	Экземплярова Е.О.	128, 129
Шабуров Д.В.	219	Эфрос Б.М.	64, 67–69, 81
Шавров В.Г.	209	Эфрос Н.Б.	67, 69
Шадров Н.Ш.	182	Югай С.С.	96
Шалыгина Т.А.	188	Юдин Ю.В.	62, 118, 143, 144
Шацов А.А.	95	Юнусова Н.Ф.	113
Шевченко О.И.	167, 168	Юровских В.В.	136, 185
Шешуков О.Ю.	215	Юрченко Л.И.	205, 209
Шипилова К.Ф.	109	Юрьев А.Б.	34, 39, 40, 99
Шитик Е.В.	99	Юрьев А.Ю.	37
Шишкова Н.В.	67, 69	Яковлева И.Л.	10, 219
Школьников А.Р.	125	Ялалов М.М.	225
Штеренберг А.М.	92	Ясников И.С.	16–18, 237
Шубко Н.В.	138	Яшников В.П.	56
Шумяков В.И.	174		
Шустиков А.Г.	157		

СОДЕРЖАНИЕ

Валиев Р.З. (Уфа) ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ДОСТИЖЕНИЯ И НОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ.....	3
Алёхин В.П. (Москва) ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ И ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ.....	3
Головин Ю. И. (Тамбов) НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ИХ ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА.....	4
Глезер А.М., Пермякова И.Е., Федоров В.А. (Москва, Тамбов) ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ.....	5-6
Покоев А.В. (Самара) ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ПРИ СТАРЕНИИ СПЕЦИАЛЬНЫХ СПЛАВОВ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ.....	6
Выбойщик М.А., Быков Р.Н., Николаев Е.А. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ТРУБ.....	7
Алёхин В.П. (Москва) ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ И УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ.....	8
Калетина Ю.В., Фокина Е.А., Счастливцев В.М. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ С ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКОЙ.....	9
Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Табатчикова Т.И. (Екатеринбург) ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ МЕЖДУ АУСТЕНИТОМ, ВИДМАНШТЕТТОВЫМИ КАРБИДАМИ И МАРТЕНСИТОМ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 150Г4.....	10
Кудря А.В. (Москва) КОЛЛЕКТИВНЫЕ РАЗНОМАСШТАБНЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ПРОЦЕССАХ РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ.....	11
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М., Сухова В.Г. (Москва) 3D-РЕКОНСТРУКЦИЯ ИЗЛОМОВ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ ИЗМЕРЕНИЯ ДЛЯ ПРОГНОЗА ВЯЗКОСТИ МАТЕРИАЛОВ.....	12
Кудря А.В., Марков Е.А. (Москва) ИНФОРМАТИВНОСТЬ СТРУКТУРЫ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ НАБЛЮДЕНИЯ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ.....	13
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пономарева М.В., Салихов Т.Ш. (Москва) ФАКТОРЫ НЕОДНОРОДНОСТИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ ЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ.....	14
Ракоч А.Г., Хохлов В.В. (Москва) АЛЮМИНИЕВЫЕ И МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ С ОКСИДНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ, КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ.....	15
Ясников И. С., Викарчук А. А., Довженко О. А., Тюрьков М. Н. (Тольятти) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ВЫЯВЛЕНИЕ ПОЛОСТИ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ.....	16-17
Довженко О. А., Викарчук А. А., Ясников И. С. (Тольятти) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ ПОЛОСТИ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НИТЕВИДНЫХ МИКРОКРИСТАЛЛАХ В ПРОЦЕССЕ ИХ РОСТА ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.....	18-19

Овсянников С.В., Брюшко В.И., Мерсон Д.Л. (Тольятти) РАСЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦАХ В ПРОЦЕССЕ ИСПЫТАНИЙ НА СПЛЮЩИВАНИЕ.....	20-21
Криштал М.М., Мерсон Д.Л., Чугунов А.В., Разуваев А.А. (Тольятти) ВОЗМОЖНОСТИ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ ДОСТОВЕРНЫХ МЕТОДИК ЭКСПРЕССНЫХ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ..	22
Мерсон Д.Л., Криштал М.М., Растегаев И.А. (Тольятти) СПОСОБ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИССИПАТИВНЫХ (ДЕМПФИРУЮЩИХ) СВОЙСТВ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	23
Криштал М.М., Рюмкин М.О. (Тольятти) НАСЛЕДСТВЕННАЯ ХИМИЧЕСКАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ В ПОКРЫТИЯХ, ПОЛУ- ЧАЕМЫХ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ (МДО) ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	24
Лазутова Е.Б., Криштал М.М. (Тольятти) ПУТИ ОПТИМИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПАР ТРЕ- НИЯ.....	25
Мерсон Д.Л., Брюшко В.И. (Тольятти) ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРО- ВАНИИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТРУ- БОПРОВОДОВ.....	26
Мерсон Д.Л., Черняева Е.В., Мещеряков Д.Е. (Тольятти, Санкт-Петербург) ИССЛЕДОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗ- ЦОВ СТАЛИ 35Г2 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА.....	27
Моляров В.Г., Аунг Чжо Мин, Фыонг Н.С. (Москва) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ.....	28
Власенкова Е.Ю., Викарчук А.А. (Тольятти) ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ЗАДАНЫМИ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ.....	29
Лубяной Д.А. (Новокузнецк) МЕТОДЫ ДОСТИЖЕНИЯ ОПТИМАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ В ЧУГУНЕ ТЕРМОСТОЙ- КИХ ОТЛИВОК.....	30
Гаврилюк В.Г. (Киев/Украина) ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	31
Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В., Пискаленко В.В., Громов В.Е., Коновалов С.В., Соснин О.В. (Новокузнецк, Томск) РОЛЬ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ В ФОРМИРОВАНИИ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СТАЛЯХ.....	32
Климашин С.И., Тихонькова О.В., Целлермаер В.В., Попова Н.А., Козлов Э.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ...	33
Громова А.В., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Целлермаер В.Я. (Новокузнецк, Томск) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ПРОВОЛОКИ.....	34
Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокуз- нецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ СТАЛИ 08Х18Н10Т ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ.....	35
Багаутдинов А.Ф., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Мартусевич Е.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛОВ ПОСЛЕ ОДНО- И ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ	36

Микрюков В.Г., Юрьев А.Ю., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я., Громов В.Е., Семин А.П., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск) ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АРМАТУРЫ ПРИ ДЛИТЕЛЬНЫХ СРОКАХ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....	37
Малиновская В.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. (Томск) РОЛЬ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ УГЛЕРОДА И АЗОТА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ГСФС ПРИ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ.....	38
Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я. (Новокузнецк, Томск) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПЛАЗМЕННОУПРОЧНЕННЫХ ВАЛКОВ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....	39
Юрьев А.Б., Морозов М.М., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Бабицкий Н.А., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск) СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ТЕРМОУПРОЧНЕНИЯ АРМАТУРЫ РАЗНОГО ДИАМЕТРА.....	40-41
Савенко В.С. (Мозырь/ Беларусь) ОПТИМАЛЬНАЯ ПРОЧНОСТНАЯ СТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ДВОЙНИКОВАНИЯ.....	41
Иванов Е.А., Чуланов В.И. (Новокузнецк) ФОРМИРОВАНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ АРМАТУРНЫХ СТЕРЖНЕЙ ДИАМЕТРОМ 32 И 40 ММ КЛАССА ПРОЧНОСТИ А500С.....	42
Болдырев Д.А. (Тольятти) ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ НОРМАЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ ЧУГУНА С ВЕРМИКУЛЯРНЫМ ГРАФИТОМ.....	43
Болдырев Д.А., Цалина Н.Б. (Тольятти) ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СЕРОГО СПЕЦИАЛЬНОГО ЧУГУНА СЧ40 ДЛЯ ПОРШНЕВЫХ КОЛЕЦ.....	44
Хомская И.В., Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В МЕДИ И СПЛАВАХ НА ЕЕ ОСНОВЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.....	45
Коршунов Л.Г., Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Черненко Н.Л., Хейфец А.Э. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ИНИЦИИРОВАННЫЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МИШЕНЯХ ПОТОКОМ УСКОРЕННЫХ ВЗРЫВОМ МИКРОЧАСТИЦ	46
Зельдович В.И., Хомская И.В., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю. (Екатеринбург) ДЕЙСТВИЕ МОЩНЫХ УДАРНЫХ ВОЛН НА СТАЛИ И СПЛАВЫ. МАКРО-, МЕЗО- И МИКРОУРОВЕНЬ.....	47
Титоров Д.Б. (Ижевск) ПРИЛОЖЕНИЕ МОДЕЛИ ВЗАИМНО ПРОНИКАЮЩИХ АТОМОВ К ПРОБЛЕМАМ ФИЗИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ.....	48
Косицына И.И. (Екатеринбург) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ.....	49
Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Сазонова В.А. (Екатеринбург) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПСЕВДО-МОНОКРИСТАЛЛА $Pt_{40}Fe_{60}$	50
Сироткин Д.Е. (Тольятти) ОРГАНОБЕНТОНИТОВЫЕ ФОРМОВОЧНЫЕ СМЕСИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК.....	51
Фельдман В.Е., Волков А.С., Ковалев Ю.М. (Краматорск/Украина) РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ КОМПОЗИТНЫХ ВАЛКОВ, ПРОИЗВОДИМЫХ В УСЛОВИЯХ ЗАО НКМЗ С РАБОЧИМ СЛОЕМ ИЗ ПОЛУТЕПЛОСТОЙКОЙ СТАЛИ.....	52

Ивченко В.А. (Екатеринбург) АТОМНО-ЗОНДОВЫЙ АНАЛИЗ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ.....	53
Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н., Черненко Н.Л. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЗОТСОДЕР- ЖАЩИХ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ АБРАЗИВНОМ И АДГЕ- ЗИОННОМ ИЗНАШИВАНИИ.....	54
Чашухина Т.И., Дегтярев М.В., Воронова Л.М. (Екатеринбург) КИНЕТИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПЕРВИЧНОЙ РЕКРИСТАЛЛИ- ЗАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.....	55
Яшников В.П. (Черноголовка) ТЕОРЕТИКО-ГРУППОВЫЕ ПРИНЦИПЫ ТЕКСТУРНОГО АНАЛИЗА ПОЛИКРИСТАЛ- ЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.....	56
Кулясова О.Б., Исламгалиев Р.К. (Уфа) ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМ60 МЕТО- ДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ.....	57
Малиновская В.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. (Томск) ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРНО – ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В СТАЛИ 20Х2Н4А ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ.....	58
Трыков Ю.П., Арисова В.Н., Самарский Д.С. (Волгоград) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОСЛОЕК В МАГНИЕ- ВО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТАХ	59
Арисова В.Н., Трудов А.Ф., Трыков Ю.П., Пономарева И.А. (Волгоград) БИМЕТАЛЛ ИЗ СТАЛЕЙ 50Х15М2Ф-09Г2С, ПОЛУЧЕННЫЙ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ....	60
Печина Е.А., Демаков С.Л. (Ижевск, Екатеринбург) СТРУКТУРО- И ТЕКСТУРООБРАЗОВАНИЕ В ПРОМЫШЛЕННЫХ ГЦК-МАТЕРИА- ЛАХ В УСЛОВИЯХ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ.....	61
Майсурадзе М. В., Эйсмонт Ю.Г., Юдин Ю. В. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРАВЛИЧЕСКИХ И ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ФОРСУНОК ВОДО-ВОЗДУШНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ.....	62
Демидов А.В. (Санкт-Петербург) КОМПЬЮТЕРНОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕМЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ.....	63
Прокофьева О.В., Бейгельзимер Я.Е., Эфрос Б.М., Варюхин В.Н. (Донецк/ Украина) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИНТЕНСИВ- НЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ.....	64
Скворцов А. И., Кондратов В. М., Скворцов А. А. (Киров) ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ДЕМПФИРУЮЩИХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА.....	65
Скворцов А. И. (Киров) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ФЕРРОМАГНИТНОГО РЕЗОНАНСА ДЛЯ ИССЛЕДО- ВАНИЯ И ОПТИМИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА....	66
Лоладзе Л.В., Эфрос Н.Б., Шишкова Н.В., Эфрос Б.М., Варюхин В.Н. (Донецк/ Украина) СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ АЗОТСОДЕРЖА- ЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ.....	67
Березовская В.В., Эфрос Б.М., Гладковский С.В., Конакова И.П. (Екатеринбург, Донецк/Украина) ДЕГРАДАЦИЯ ВРЕМЕННОЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....	68
Эфрос Б.М., Ивченко В.А., Дерягин А.И., Эфрос Н.Б., Милявский В.В., Шишкова Н.В., Лоладзе Л.В., Варюхин В.Н. (Донецк/Украина, Екатеринбург, Москва) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ.....	69

Катаева Н.В., Валиуллин А.И., Косицын С.В., Татауров Д.В. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СТАРЕНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ.....	70
Тетельбаум Д.И., Курильчик Е.В., Азов А.Ю., Менделева Ю.А., Егоянц П.А. (Н.Новгород) МОДИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЫГ МА- ЛЫМИ ДОЗАМИ ИОННОГО И ФОТОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ.....	71
Козлов А.В., Ивченко В.А., Попова Е.В., Овчинников В.В. (Екатеринбург, Заречный) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ РАДИАЦИОННЫХ КЛАСТЕРОВ В ГЦК-МАТЕ- РИАЛАХ ПОСЛЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ.....	72
Кайбышев Р.О., Автократова Е.В., Сухопар О.В. (Уфа) СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Sc, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	73
Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фролова О. А. (Оренбург) ВЛИЯНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА УСТА- ЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	74
Ильичев Л. Л., Клевцов Г. В., Рудаков В. И., Клевцова Н. А. (Оренбург) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫ- ТИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ.....	75-76
Кайбышев Р.О., Галиев А.М., Хабиева И.Д. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ПРОКА- ТАННОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА14.....	76
Русаков Г.М., Редикульцев А.А., Лобанов М.Л., Гомзиков А.И. (Екатеринбург) ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУР ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА МОНОКРИСТАЛЛОВ ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe–3%Si.....	77-78
Попов А.А., Редикульцев А.А., Лобанов М.Л., Русаков Г.М. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ НА ТЕКСТУРУ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ (110)[001] ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe–3%Si.....	78
Архангельская А.А., Конакова И.П., Россина Н.Г., Чумакова Л.Д. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ Co–Ni–Cr–Al СПЛАВОВ НА ИХ КОРРОЗИОННУЮ СТОЙ- КОСТЬ.....	79
Архангельская А.А., Хадыев М.С. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В Ni–Al СПЛАВАХ С ВЫСО- КОЙ ЭНЕРГИЕЙ УПОРЯДОЧЕНИЯ.....	80
Конакова И.П., Эфрос Б.М. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ СТАЛИ 08X15H5Д2Т ПРИ ПРОИЗВОД- СТВЕ ХОЛОДНОКАТАНЫХ ТРУБ.....	81
Тихонцева Н.Т., Горожанин П.Ю., Жукова С.Ю., Лефлер М.Н., Фарбер В.М. (Каменск-Уральский, Екатеринбург) РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ ОБСАДНЫХ И НАСОСНО-КОМПРЕС- СОРНЫХ ТРУБ ВЫСОКИХ ГРУПП ПРОЧНОСТИ В КОРРОЗИОННОСТОЙКОМ И ХЛАДОСТОЙКОМ ИСПОЛНЕНИЯХ.....	82
Хотинов В.А., Черных Е.С., Жукова С.Ю., Попова М.А., Фарбер В.М. (Екатеринбург, Каменск-Уральский) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТИЗАЦИИ И ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УСТОЙЧИВОСТЬ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА СРЕД- НЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	83
Фарбер В.М. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ НА ПЛОЩАДКЕ ТЕКУЧЕСТИ.....	84
Горожанин П.Ю., Черных Е.С., Жукова С.Ю., Фарбер В.М. (Каменск-Уральский, Екатеринбург) РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИЙ СТАЛЕЙ ДЛЯ ТРУБ НЕФТЯНОГО СОРТАМЕНТА ГРУПП ПРОЧНОСТИ “Д” И “К”.....	85

Горожанин П.Ю., Черных Е.С., Жукова С.Ю., Хотинев В.А., Лаев К.А., Фарбер В.М (Каменск-Уральский, Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ТРУБ НЕФТЯНОГО СОРТАМЕНТА ПРОИЗВОДСТВА ОАО «СинТЗ».....	86
Березовская В.В., Голяков И.В., Трушин И.С. (Екатеринбург) ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА 0Х18Н2А1 ПУТЕМ ТЕРМОПЛАСТИЧЕС- КОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ.....	87
Ушаков И.В. (Тамбов) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА 82КЗХСР, ПОДВЕРГ- НУТОГО ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ, И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ИХ ОПРЕ- ДЕЛЕНИЯ.....	88
Комоликов К. Ю., Насонова О. Ю. (Екатеринбург) ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРО- СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ 22Х1МФА, 25Х2М1ФА.....	89
Насонова О.Ю. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТ- ЖИГА НА КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НЕРЖА- ВЕЮЩИХ ТРУБ.....	90
Митлина Л.А., Мионов Д.В., Мазанко В.Ф., Герцриген Д.С., Мионова О.А. (Самара, Киев/Украина) ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПРОНИКАЮЩИХ АТОМОВ В ИМПУЛЬСНО ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛАХ.....	91
Мионов В.М., Штеренберг А.М., Мазанко В.Ф., Герцриген Д.С., Мионов Д.В., Луценко Г.В., Мионова Т.В., Бевз В.П. (Самара, Киев/Украина, Черкассы/Украина) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕТАЛЛОВ С ЛЕГКИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНЫХ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ.....	92
Мионов В.М., Коваль Ю.Н., Мазанко В.Ф., Герцриген Д.С., Алексеева В.В. (Самара, Киев/Украина) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ДИФФУЗИОН- НУЮ ПОДВИЖНОСТЬ АТОМОВ.....	93
Заяц Л.Ц., Ермолаев А.С., Закирова М.Г., Игнатова Н.И. (Пермь) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ, ЗАКАЛЕННЫХ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА.....	94
Ларинин Д.М., Клейнер Л.М., Шацов А.А., Черепахин Е.В. (Пермь) СУЛЬФОКАРБОНИТРИРОВАНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 12Х2Г2НМФТ.....	95
Югай С.С., Клейнер Л.М., Заяц Л.Ц. (Пермь) ВЛИЯНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ НА АЗОТИРУЕМОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ.....	96
Закирова М.Г., Заяц Л.Ц., Ермолаев А.С., Быкова П.О. (Пермь) ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРНА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ФАЗОВОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛИ 12Х2Г2НМФТ.....	97
Митрохович Н.Н. (Пермь) ТЕРМИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ.....	98
Юрьев А. Б., Чинокалов В.Я., Ефимов О.Ю., Симаков В.П., Шитик Е.В. (Новокуз- нецк) ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРА- ЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ.....	99
Бурнышев И.Н., Валиахметова О.М., Мутагарова С.А. (Ижевск) ТЕРМОДИФФУЗИОННАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В ПОРОШКОВЫХ СРЕДАХ.....	100
Бесогонов А.В., Бесогонов В.В., Когай В.Я., Бурнышев И.Н. (Ижевск) ПОЛУЧЕНИЕ ЛЕГИРОВАННЫХ СТЕКЛООБРАЗНЫХ ТОНКИХ ПЛЕНОК МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО ИСПАРЕНИЯ.....	101

Бурнышев И.Н., Нагорных И.Л., Бесогонов В.В., Орлова Н.А. (Ижевск) МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ВОДОРОДА В ОЦК – РЕШЕТКЕ ЖЕЛЕЗА МЕТО- ДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ.....	102
Данилов В.И., Стрельникова А.В. (Томск) ИЗМЕНЕНИЯ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Д1.....	103-104
Бараникова С.А. (Томск) КАРИНЫ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА.....	104-105
Карабаналов М.С., Демаков С.Л., Колпаков А.С., Кардонина Н.И. (Екатеринбург) ВЫСОКОАЗОТИСТЫЕ ПОРОШКИ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА.....	105
Петрова Н.Д., Иванов А.М. (Якутск) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ СТАЛИ СтЗсп.....	106-107
Курманаева Л.Р., Исламгалиев Р.К. (Уфа) ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА AZ91D, ПОЛУЧЕННОГО РАВНО- КАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ.....	107
Кайбышев Р.О., Автократова Е.В., Аполлонов А.А., Казакулов И.Я. (Уфа) ПЕРСПЕКТИВНЫЙ ОТЕЧЕСТВЕННЫЙ СПЛАВ 1570С ДЛЯ ФОРМОВКИ.....	108
Кайбышев Р.О., Шипилова К.Ф., Могучева А.А. (Уфа) ВЛИЯНИЕ РКУ ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТ- КИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Li–Mg.....	109
Попов А.А., Еланцев А.В., Лушников Т.В. (Екатеринбург) ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ СТАРЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01970, ПОЛУЧЕННОГО ПО ГРАНУЛЬНОЙ ТЕХНОЛОГИИ.....	110
Кайбышев Р.О., Галиев А.М., Дудко В.А., Осипова О.Ю., Хабиева И.Д. (Уфа) ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СВОБОДНОЙ КОВКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ AZ31, AZ61, AZ91.....	111
Рыжков М. А., Битюков С. М., Лаев К. А., Фарбер В. М. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БУРИЛЬНОЙ ТРУБЫ ИЗ СТАЛИ 32ХМА ПОСЛЕ ТЕРМОУЛУЧШЕНИЯ.....	112
Исламгалиев Р.К., Юнусова Н.Ф., Бардинова М.А., Сошникова Е.П., Валиев Р.З. (Уфа) МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ И ТЕП- ЛОЙ ПРОКАТКОЙ.....	113
Бардинова М.А., Мурашкин М.Ю., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З. (Уфа) ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 7075 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕ- НИЯ.....	114
Пугачева Н.Б. (Екатеринбург) СТРУКТУРНАЯ И ФАЗОВАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВОВ И ПОКРЫТИЙ С УПОРЯ- ДОЧЕННОЙ β -ФАЗОЙ СИСТЕМ Cu–Zn–Fe–Mn–Si и (Ni,Co,Fe)Al.....	115
Багмутов В.П., Захаров И.Н., Ермолов В.С., Карпович И.И. (Волгоград) ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И ИНСТРУ- МЕНТА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ.....	116
Багмутов В.П., Захаров И.Н. (Волгоград) РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВА- НИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ КОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ПОТО- КОВ ЭНЕРГИИ.....	117-118
Гильманов М.Х., Сибиряков В.А., Беликов С.В., Юдин Ю.В. (Екатеринбург) ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ТЕПЛОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ИСТОЧНИКОВ.....	118

Жиров Г.И., Гольцова М.В. (Донецк/Украина) ИЗМЕНЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ И ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ПАЛЛАДИЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОДОРОДОФАЗОВОГО НАКЛЕПА.....	119-120
Жукова С. Ю., Веселов И. Н., Сарычева Н. А., Лаев К. А., Фарбер В. М. (Екатеринбург, Каменск-Уральский) МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ НЕФТЕГАЗОПРО- ВОДНЫХ ТРУБ ИЗ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ.....	120
Замятин В.М., Дорошенко Н.М., Грачев С.В., Московских О.П., Мушников В.С., Смирнов В.Л. (Екатеринбург, Каменск-Уральский) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КРУПНОГАБАРИТНЫХ СЛИТКОВ И ПЛИТ ИЗ СПЛАВА 7075.....	121
Замятин В.М., Попов В.И., Московских О.П., Мушников В.С., Кайгородова Л.И. (Екатеринбург, Каменск-Уральский) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В96Ц-ЗПЧ.....	122
Комоликов К.Ю., Беликов С.В., Попов А.А., Чесноков М.А., Ашихмина И.Н. (Екатеринбург) ОЦЕНКА ЗАВИСИМОСТИ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ОТ ВЕЛИЧИ- НЫ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ.....	123
Щетников Н.В., Гончарик А.Г., Илларионов А.Г., Демаков С.Л. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti-6-4ELI, ПОДВЕРГНУТОГО РКУ ПРЕССОВАНИЮ, ПРИ НАГРЕВЕ.....	124
Овчинников В.В., Гущина Н.В., Махинько Ф.Ф., Школьников А.Р., Можаров- ский С.М., Козловских В.А., Кайгородова Л.И. (Екатеринбург, Каменск-Уральский) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ОБЛУ- ЧЕНИИ ИОНАМИ Ag ⁺ СРЕДНИХ ЭНЕРГИЙ.....	125
Ахунова А. Х., Бердин В. К. (Уфа) ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ В СРЕДЕ ANSYS6.0 ПРОЦЕССА ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	126
Горкунов Э.С., Gladковский С.В., Задворкин С.М., Митропольская С.Ю., Вичужанин Д.И., Смирнов С.В. (Екатеринбург) ОПЕРАТИВНЫЙ КОНТРОЛЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ МЕТОДАМИ МАГНИТНОГО АНАЛИЗА.....	127
Смирнов С.В., Пугачёва Н.Б., Фролова Н.Ю., Экземплярова Е.О., Антенорова Н.П. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА AMg6.....	128
Смирнов С.В., Пугачёва Н.Б., Экземплярова Е.О., Антенорова Н.П. (Екатеринбург) МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ.....	129
Gладковский С.В., Вичужанин Д.М., Митропольская С.Ю., Ишина Е.А., Богданова Т.П. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮ- ЩИХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ.....	130
Ковалевская Т.А., Григорьева Н.А., Никонова И.В. (Томск) ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА СПЛАВА Al-6%Zn-3%Mg, ФОРМИРУЮЩАЯСЯ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ И УДАРНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ.....	131
Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н. (Томск) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОНЫ СДВИГА В ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВАХ НА СТАДИЯХ ЛОКАЛИЗО- ВАННОГО И ЭЛЕМЕНТАРНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ.....	132
Булаев А. А. (Уфа) ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СХЕМ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЭВО- ЛЮЦИЮ ЕДИНИЧНОГО СТРУКТУРНОГО ДЕФЕКТА.....	133

Нуриева С. К., Бердин В.К. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ9.....	133-134
Коджаспиров Г.Е., Наумов А.А. (Санкт-Петербург) ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СТАЛЬНОГО ЛИСТА С ПОМОЩЬЮ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ.....	134
Кончаковский И.В., Черменский В.И., Грачев С.В., Рабинович С.В., Харчук М.Д. (Екатеринбург) РАЗРАБОТКА ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Ni–Co–C ЛИТЕЙНОГО НАЗНАЧЕНИЯ.....	135
Аршинов А.Г., Гервасьев М.А., Палеев В.С., Михайлов С.Б., Юровских В.В. (Екатеринбург) ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛИ 45Х5МФ ДЛЯ ОПОРНЫХ ВАЛКОВ, ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПОД ЗАКАЛКУ, ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАКТИЧЕСКОЙ ГЛУБИНЫ АКТИВНОГО СЛОЯ ОПЫТНОГО ВАЛКА.....	136
Веселов И.Н., Жукова С.Ю., Исерсон К.Г., Сарычева Н.А. (Челябинск) ДОСТИЖЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ ТРУБ ИЗ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ.....	137
Лашевич В.И., Баричко В.С., Харитонов В.Н., Исерсон К.Г., Борякова А.Н., Шубко Н.В. (Челябинск) ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ТРУБ ИЗ СТАЛИ 15Х25Т, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКОЙ.....	138
Салимгареева Г.Х., Семенова И.П., Латыш В.В., Кандаров И.В., Валиев Р.З. (Уфа) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ В МАССИВНЫХ ЗАГОТОВКАХ ИЗ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ.....	139
Макаров А.В., Табатчикова Т.И., Счастливцев В.М., Егорова Л.Ю., Осинцева А.Л., Колобылин Ю.М. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ, МАРГАНЦЕМ И ХРОМОМ НА ТВЕРДОСТЬ АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРАМИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА.....	140
Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливцев В.М., Солодова И.Л. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В МАРТЕНСИТЕ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	141
Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. (Екатеринбург) ПОВЫШЕНИЕ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ФРИКЦИОННОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКОЙ.....	142
Ходырева Е. М., Водолазский Ф.В., Демаков С. Л. (Екатеринбург) МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЙ A_2 -ФАЗЫ В СПЛАВЕ ВТИ-4.....	143
Силин Д.А., Юдин Ю.В., Сибиряков А.В. (Екатеринбург) ОЦЕНКА СВОЙСТВ СТАЛИ 26ХМФА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБСАДНЫХ И НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ.....	143-144
Силин Д.А., Юдин Ю.В. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ В НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКЕ.....	144-145
Панфилова Л. М., Крутикова И. А. (Екатеринбург) УСТАНОВЛЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВЛИЯНИЯ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ И ДРУГИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ СТАЛЕЙ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ.....	145
Осинская Ю.В., Покоев А.В. (Самара) ПИКНОМЕТРИЯ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2 ПРИ СТАРЕНИИ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ.....	146
Киселева Т.Д., Ключах И.Л. (Самара) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	147

Вержаковская М.А., Покоев А.В. (Самара) МИКРОСТРУКТУРА ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ КЮРИ.....	148
Петроченко Е. В. (Магнитогорск) СТРУКТУРА ЛИТЫХ КОМПОЗИЦИОННОУПРОЧНЕННЫХ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ.....	149
Оленева О.А., Попов А.А., Серебряков А.В., Макаров В.В. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 08Х18Н10Т НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА.....	150
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Плужников С.Н., Дудаков С.П., Кириллов А.М. (Тамбов) КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПУТСТВУЮЩЕГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛЕ Fe+3,25%Si.....	151
Плужникова Т.Н., Иванов В.М., Лимонов Д.Н., Лановая А.В. (Тамбов) ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ В ПРОВОДНИКАХ ПО ЭЛЕКТРОННО-ОПТИЧЕСКИМ МУАРОВЫМ КАРТИНАМ.....	152
Тялин Ю.И., Тялина В.А., Бутягин А.А., Золотова Д.В. (Тамбов) ОБРАТИМАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ В ВЕРШИНЕ ОСТАНОВИВШЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ.....	153
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Чиванов А.В., Чемеркина М.В., Кириллов Р.А. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОЗ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ.....	154
Федоров В.А., Пермязова И.Е., Капустин А.Н. (Тамбов) ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКИХ ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ.....	155
Федоров В.А., Стерелюхин А.А., Карьев Л.Г. (Тамбов) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕСПЛОШНОСТЕЙ, ОГРАНИЧЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЯМИ LiF, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ.....	156
Журавель Л.В. (Самара) ЭЛЕКТРОННОМИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ ОБРАЗОВАНИЯ ϵ -МАРТЕНСИТА В ЖЕЛЕЗОМАРГАНЦЕВОМ СПЛАВЕ Г20.....	157
Капуткин Д.Е., Краснощеков М.В., Шустиков А.Г. (Москва) ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПАЯНОГО СОЕДИНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ 08Х14АН4МДБ С УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛЬЮ.....	157-158
Бледнова Ж.М., Степаненко М.А. (Краснодар) НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ РЕЗЬБОВОГО СОЕДИНЕНИЯ С ПОВЕРХНОСТНО-МОДИФИЦИРОВАННЫМ СЛОЕМ СПЛАВА С ЭПФ С УЧЕТОМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ.....	158-159
Бледнова Ж.М., Мышевский И.С. (Краснодар) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ.....	159-160
Бледнова Ж.М., Вотинов А.В., Часевский М.И. (Краснодар) СПОСОБ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА РЕЗЕРВУАРОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ НЕФТЕПРОДУКТОВ.....	160-161
Оленева О.А., Попов А.А., Россина Н.Г., Медведева И.В. (Екатеринбург) ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВТОРЫХ ФАЗ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 08Х18Н10Т.....	162
Меньшикова С.Г., Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И. (Ижевск) ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ВЯЗКОСТЬ АМОРФИЗУЮЩИХСЯ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-PM-P3M.....	163

Чаусов Н.Г., Пилипенко А.П., Параца В.Н. (Киев/Украина) КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ.....	164
Бердин Н. В., Бердин В.К. (Уфа) ВЛИЯНИЕ И РОЛЬ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ ВТ5-1.....	165-166
Горкунов Э.С., Саврай Р.А., Макаров А.В., Смирнов С.В., Задворкин С.М., Роговая С.А. (Екатеринбург) ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ОТОЖЖЕННОЙ СТАЛИ 45.....	166
Трекин Г.Е., Шевченко О.И., Скопин П.Н., Фарбер В.М. (Н. Тагил) ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПОДСЛОЯ НА СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКОЙ.....	167
Трекин Г.Е., Шевченко О.И. (Н. Тагил) ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА НАПЛАВЛЕННОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА.....	168
Рюмшина Т.А., Волкова Г.К., Лоладзе Л.В., Константинова Т.Е. (Донецк/ Украина) ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti-5Al-5Mo-5V ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	169
Радионова Л.В., Дубровский Б.А. (Магнитогорск) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТОЙ И НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ, ФОРМИРУЕМОЙ В ПРОЦЕССЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ НА СОРТОВЫХ СТАНАХ.....	170
Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И. (Санкт-Петербург) ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ ХЛАДОСТОЙКОЙ СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ.....	171
Михайлов М.С., Голосиенко С.А., Нестерова Е.В., Семичева Т.Г., Немец А.М. (Санкт-Петербург) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ТМО НА ДЕФОРМАЦИОННОМ ДИЛАТОМЕТРЕ.....	172
Барактин, Б.К., Варгасов Н.Р., Лебедева Н.В., Рыбин В.В. (Санкт-Петербург) ПРИМЕНЕНИЕ КОНЦЕПЦИИ МУЛЬТИФРАКТАЛОВ ПРИ АНАЛИЗЕ ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУР МЕТАЛЛОВ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ.....	173-174
Шумяков В.И., Коробов Ю.С., Филиппов М.А., Кулишенко Б.А., Балин А.Н., Васильев М.В., Меренкова Н.А., Спицына Ю.В. (Екатеринбург) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО НАПЫЛЕНИЯ, И НАПЛАВОЧНЫХ СПЛАВОВ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ.....	174
Филиппов М.А. (Екатеринбург) ДИССИПАТИВНАЯ СТРУКТУРА ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ.....	175
Филиппов М.А., Кулишенко Б.А., Хадыев М.С., Михайлов С.Б., Балин А.Н., Вальков Е.В. (Екатеринбург) МЕТАСТАБИЛЬНЫЙ ХРОМИСТЫЙ АУСТЕНИТ - МЕТАЛЛИЧЕСКАЯ ОСНОВА ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОЧНЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ СПЛАВОВ.....	176
Бараз В.Р., Коршунов Л.Г. (Екатеринбург) ФРИКЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА	177
Бараз В.Р., Стрижак В.А., Опарин И.С. (Екатеринбург) НИТРИДНОЕ ПОКРЫТИЕ МЕДНО-НИКЕЛЬ-ЦИНКОВОГО СПЛАВА.....	178
Лисовский В.А., Лисовская О.Б., Кочеткова Л.П. (Киров) ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ КОЛОКОЛЬНЫЕ БРОНЗЫ С ПОВЫШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ.....	179
Горожанин П.Ю., Лефлер М.Н., Жукова С.Ю., Харлова Е.В. (Каменск-Уральский) ОЦЕНКА ТРУБ СИНАРСКОГО ТРУБНОГО ЗАВОДА ПО СОДЕРЖАНИЮ КОРРОЗИОННО-АКТИВНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ.....	180

Мальцева Л.А., Мальцева Т.В., Озерец Н.Н., Линхард А.Д., Завьялова О.Я., Мисарь А.Д. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ НА Fe–Cr–Ni ОСНОВЕ.....	181
Кошелев В.В., Филиппов М.А., Шадров Н.Ш., Белозерова Т.А. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДОВ В СТРУКТУРЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ.....	182
Беликов С. В. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ 22Х1МФА, 25Х2М1ФА.....	183
Беликов С. В. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ ТРУБ.....	184
Михайлов С.Б., Сыропятов А.В., Михайлова Н.А., Палеев В.С., Юровских В.В., Гервасьев М.А., Аршинов А.В. (Екатеринбург) ВЫБОР РЕЖИМОВ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ПОД ЗАКАЛКУ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ ИЗМЕРЕНИЙ КОЛИЧЕСТВА И СТАБИЛЬНОСТИ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА.....	185
Грачев С.В., Михайлов С.Б., Михайлова Н.А., Рабинович С.В., Кончаковский И.Н., Кулик А.Н. (Екатеринбург) ВИБРОПОГЛОЩЕНИЕ ЛИТЕЙНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ.....	186
Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ БАЗОВЫХ РАЗДЕЛОВ ПРИ ЧТЕНИИ КУРСА «МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ».....	187
Бурцев Б.И., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Шалыгина Т.А. (Томск) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L12.....	188
Гервасьев М.А., Худорожкова Ю.В., Плишкина Ю.Г. (Екатеринбург) СКЛОННОСТЬ К ХРУПКИМ РАЗРУШЕНИЯМ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ИНДУКЦИОННОЙ ЗАКАЛКИ И НИЗКОГО ОТПУСКА.....	189
Худорожкова Ю.В., Гервасьев М.А., Плишкина Ю.Г. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ С 5% ХРОМА.....	190
Черкашнев Г.В., Хадыев М.С., Худорожков С.В. (Екатеринбург, Пермь) СТРУКТУРА И ЛИКВАЦИОННАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ СПЛАВА ЖС36ВИ МОНОКРИСТАЛЬНЫХ ЛОПАТОК ТВД.....	191-192
Пышминцев И.Ю., Хотинев В.А., Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ И ДТА ЭФФЕКТОВ ОХЛАЖДЕНИЯ ТРУБНЫХ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ.....	192
Кузнецов В.П., Лесников В.П., Репина О.В. (Екатеринбург) ГРАДИЕНТНЫЕ КОМПЛЕКСНЫЕ ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ МОНОКРИСТАЛЬНЫХ ТУРБИНЫХ ЛОПАТОК ТЕПЛОАПРЯЖЁННЫХ ГТД.....	193
Коряковцев А.С., Кузнецов В.П., Лесников В.П., Репина О.В. (Пермь, Екатеринбург) ЖАРОПРОЧНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ И ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ТУРБИНЫХ ЛОПАТОК СОВРЕМЕННЫХ ГТД.....	194
Кузнецов В.П., Лесников В.П. (Екатеринбург) МОНОКРИСТАЛЬНЫЕ ЛОПАТКИ ИЗ СПЛАВА ЖС36ВИ [001] ДЛЯ ДВИГАТЕЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ.....	195
Лесников В.П., Кузнецов В.П. (Екатеринбург) СИСТЕМА МОНИТОРИНГА ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ КАЧЕСТВА ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ.....	196

Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Салищев Г.А. (Уфа) ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕДИ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ “АВС”- ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ.....	197
Мальцева Л.А., Грачев С.В., Мальцева Т.В., Озерец Н.Н., Рубцова М.И., Вязникова Е.А. (Екатеринбург) БЕЗУГЛЕРОДИСТЫЕ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИЕ СТАЛИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ПРОВОЛОКИ.....	198
Мальцева Л.А., Грачев С.В., Мальцева Т.В., Озерец Н.Н., Гильфанова И.И. (Екатеринбург) ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ КОРРОЗИ- ОННО-СТОЙКИХ СТАРЕЮЩИХ СТАЛЯХ.....	199
Выбойщик Л.М. (Тольятти) ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОСЛЕ СВАРКИ МЕТОДОМ ТВЧ.....	200-201
Михайлов С.Б., Михайлова Н.А., Замятин В.М., Папилин И.Л. (Екатеринбург) ОТРАЖЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА ЗАКАЛЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 7075 В ИЗМЕРЕНИЯХ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА.....	201
Мотовилина Г.Д., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. (Санкт-Петербург) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯ- НИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ Cr–Ni–Mo ХОРОШО СВАРИВАЕМЫХ СТАЛЕЙ.....	202-203
Марченков В.В. (Екатеринбург) «НЕОБЫЧНЫЕ» СВОЙСТВА ОБЫЧНЫХ МЕТАЛЛОВ: ЭЛЕКТРОННЫЙ ТРАНСПОРТ СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ.....	203
Грачёв С. В., Бушманов П. В., Колпаков А. С., Панина А. Ю. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НИКЕЛИРОВАНИЯ И БОРИРОВАНИЯ С ПРИМЕНЕ- НИЕМ ВИБРОКИПЯЩЕГО СЛОЯ.....	204
Пушин В.Г., Коуров Н.И., Королев А.В., Марченкова Е.Б., Уксусников А.Н., Юрченко Л.И. (Екатеринбург) НАНОСТРУКТУРНЫЕ ФЕРРОМАГНИТНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Ni ₂ MnGa С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ.....	205
Григоров И.Г., Ермаков А.Н., Ермакова О.Н., Зайнулин Ю.Г., Дюпин А.П., Пушин В.Г. (Екатеринбург) НОВЫЕ МИКРОКОМПОЗИТНЫЕ ТВЕРДЫЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ КАРБОНИТРИДА И НИКЕЛИДА ТИТАНА.....	206
Дюпин А.П., Коуров Н.И., Кунцевич Т.Э., Пушин В.Г. (Екатеринбург) РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛА- ВА.....	207
Пушин В.Г., Валиев Р.З., Гундеров Д.В., Дюпин А.П., Жу Ю.Т., Куранова Н.Н., Уксусников А.Н. (Екатеринбург, Уфа, Лос-Аламос/ США) СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА.....	208
Пушин В.Г., Королев А.В., Коуров Н.И., Марченкова Е.Б., Уксусников А.Н., Юрченко Л.И., Коледов В.В., Шавров В.Г. (Екатеринбург, Москва) СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ФЕРРОМАГНИТНЫЕ ТРОЙНЫЕ И ЧЕТВЕРНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Ni ₂ MnGa С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.....	209
Геттингер М.В., Соловьева Ю.В. (Томск) МНОГОСТАДИЙНОСТЬ ТЕМПЕРАТУРНОЙ АНОМАЛИИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХА- РАКТЕРИСТИК МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni ₃ Ge СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 ₂	210
Ткачёв С.П., Ткачёва Г.И. (Самара) РОЛЬ ТЕТРАГОНАЛЬНЫХ ФАЗ ВНЕДРЕНИЯ В РАЗВИТИИ ОБРАТИМОЙ ОТПУСК- НОЙ ХРУПКОСТИ СТАЛЕЙ.....	211

Лукьянов А.В., Гундеров Д.В., Прокофьев Е.А., Латыш В.В., Кандаров И.В., Валиев Р.З. (Уфа) ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПРУТКОВ СПЛАВА Ti–Ni, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ КОМБИНИРОВАННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	212
Грачев С.В., Хакимова И.И. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА НА ОБРАТНОЕ УПРУГОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ ЗАКАЛЕННОЙ ПРУЖИННОЙ СТАЛИ 70С2ХА.....	213
Кравцов А. В. (Екатеринбург) «БЫСТРЫЕ» ДИСЛОКАЦИИ ПРИ НЕБОЛЬШИХ ВНЕШНИХ НАПРЯЖЕНИЯХ.....	214
Шешуков О.Ю., Ермакова В.П., Вязникова Е.А., Мальцева Л.А., Михеев Д.В. (Екатеринбург) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Al.....	215
Дорофеев Г.А., Елсуков Е.П. (Ижевск) СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	216
Хайруллин Т.В., Столбов В.И. (Тольятти) К ВОПРОСУ О СВОЙСТВАХ СОЕДИНЕНИЙ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ СТАЛИ 08Ю ПРИ ШТАМПОВКЕ.....	217-218
Величко В.В., Бабкин С.Э., Ильясов Р.С. (Ижевск) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ЭЛЕКТРОМАГНИТНО-АКУСТИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ РАННИХ СТАДИЙ ОТПУСКА СТАЛИ 30ХГСА.....	218
Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Мирзаев Д.А., Панов А.В., Шабуров Д.В. (Екатеринбург) СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РАЗРУШЕНИЯ СОСТАВНЫХ И МОНОЛИТНЫХ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ.....	219
Утяшев Ф.З. (Уфа) МОДЕЛЬ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ ПРИ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЯХ...	220
Гроховский В.И., Жиганова Е.В., Волосникова А.С. (Екатеринбург) СТРУКТУРА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Fe(Ni) В КАМЕННЫХ МЕТЕОРИТАХ....	221
Сомина С.В., Кадушников Р.М., Гроховский В.И., Каменин И.Г., Алиевский В.М., Михайлович А.П., Антонов И.В. (Екатеринбург) АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ МЕТОДЫ АНАЛИЗА ЗЕРЕН С ДВОЙНИКАМИ В СУПЕРСПЛАВАХ.....	222
Алиевский В.М., Каменин И.Г., Гайдуков В.В., Кадушников Р.М., Гроховский В.И., Сомина С.В. (Екатеринбург) МЕТОДИКА ПОСТРОЕНИЯ АВТОМАТИЗИРОВАННЫХ СИСТЕМ АНАЛИЗА СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ.....	223
Васильев Л.С., Ломаев И.Л. (Ижевск) ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИЯ НАНОСТРУКТУР МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ УДАРНОЙ НАГРУЗКОЙ.....	224-225
Мирзоев А.А., Мирзаев Д.А., Ялалов М.М. (Челябинск) РЕЗУЛЬТАТЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ АТОМОВ В СПЛАВАХ Fe–Cr И Fe–Mn, ПРЕДСТАВЛЯЮЩИЕ ИНТЕРЕС ДЛЯ МЕТАЛЛОВЕДОВ.....	225
Батаев И.А., Огнев А.Ю. (Новосибирск) ОХРУПЧИВАНИЕ СВАРНЫХ ШВОВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	226
Батаев В.А., Никулина А.А. (Новосибирск) ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КРЕСТОВИН СТРЕЛОЧНЫХ ПЕРЕВОДОВ.....	227
Буров В.Г. (Новосибирск) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ЛОКАЛЬНЫХ ОБЪЕМАХ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРИСУТСТВИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ.....	228

Буров С.В. (Новосибирск) ВЛИЯНИЕ ТИПА КАРБИДНОЙ ФАЗЫ НА ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ НИЗКО-УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	229
Батаева Е.А., Лизункова Я.С. (Новосибирск) ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	230
Тушинский Л.И., Алхимов А.П., Косарев В.Ф., Плохов А.В., Мочалина Н.С. (Новосибирск) ОЦЕНКА КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЁННЫХ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ...	231
Головин Е.Д. (Новосибирск) ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ЗОН ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ И СВАРНЫХ ШВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ СТАЛИ 20.....	232-233
Батаев А.А. (Новосибирск) ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ С ГЕТЕРОФАЗНОЙ СТРУКТУРОЙ.....	233-234
Денисова Д.А., Власенкова Е.Ю. (Тольятти) ПОЛУЧЕНИЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ.....	234-235
Денисова Д.А., Викарчук А.А. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ ТИПА ИНДИФФЕРЕНТНОЙ ПОДЛОЖКИ НА ФОРМЫ РОСТА КРИСТАЛЛОВ МЕДИ.....	235-236
Викарчук А. А., Ясников И. С., Талалова Е. В. , Денисова Д. А. (Тольятти) СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.....	237-238
Крылов Н.А., Ланина А.А., Иванова Г.В., Галышев А.А., Иванов Е.К. (Санкт-Петербург) ИНКУБАЦИОННЫЙ ПЕРИОД РАЗВИТИЯ КАПЛЕУДАРНОЙ ЭРОЗИИ В ЛОПАТКАХ ПАРОВЫХ ТУРБИН.....	238-239
Баландин Ю.А., Колпаков А.С., Жарков Е.В. (Магнитогорск, Екатеринбург) НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ДИФфуЗИОННЫХ ЦИНКОВЫХ И ЦИНКАЛЮМИНИЕВЫХ СЛОЕВ В ПСЕВДООЖИЖЕННОМ СЛОЕ	240
Овчинников В.В. (Екатеринбург) РАДИАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	241
Белоусов Н.Н. (Донецк/Украина) НЕУПРУГИЕ ЯВЛЕНИЯ И КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ Fe–Cr–Mn–Ni СПЛАВА В УСЛОВИЯХ НАКОПЛЕНИЯ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ.....	242
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ.....	243
СОДЕРЖАНИЕ.....	248

ДЛЯ ЗАМЕТОК

Научное издание

II Международная школа «Физическое материаловедение».
XVIII Уральская школа металловедов-термистов
«Актуальные проблемы физического металловедения
сталей и сплавов»
6–10 февраля 2006 г., г. Тольятти

сборник тезисов

Ответственный редактор
доктор физико-математических наук
Д. Л. Мерсон

Техническое редактирование, оформление
и компьютерная верстка Черняевой Е. В.

Подписано в печать . Формат 60×84/16
Печать оперативная. Усл. п.л. 5,2. Уч. изд. л.

Тираж 200 экз.

Тольяттинский государственный университет
Тольятти, ул.Белорусская, 14