

БЕРНШТЕЙНОВСКИЕ ЧТЕНИЯ



**по термомеханической обработке
металлических материалов,
*посвященные 90-летию со дня рождения
профессора М.Л.Бернштейна***

27 - 29 октября 2009 г.
МИСиС, Москва

ОРГАНИЗАТОРЫ:

- Министерство образования и науки РФ
- ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:

проф., д.ф.-м.н. Капуткина Л.М. – председатель

проф., д.т.н. Добаткин С.В.

проф., д.ф.-м.н. Прокошкин С.Д.

проф., к.т.н. Прокошкина В.Г.

в.н.с., д.т.н. Самедов О.В.

БЛАГОДАРНОСТЬ:

1. К.т.н. Бруну Е.М.

- за спонсорскую поддержку.

2. Сотруднику каф. ПДСС МИСиС Науменко О.М.

- за рисунок.

3. Асп. Чирковой А.В.

- за оформление сборника тезисов.

Пленарная секция



ПРИРОДА ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

В.В. Рыбин¹, Г.Е. Коджаспиров²

¹ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург

²Санкт-Петербургский государственный политехнический университет

Проанализирована природа формирования и закономерности эволюции мезодефектов в процессе термомеханической обработки (ТМО) стали. Показано, что, в общем случае, следует различать три моды подобных структурных превращений. Первая из них сводится к процессу фрагментации кристаллов в условиях интенсивной пластической деформации и созданию большеугловых границ деформационного происхождения. Вторая мода проявляется в виде термически активируемых процессов полигонизации и рекристаллизации, которые происходят как во время деформации, так и во время после- и междеформационных пауз. Наконец, третья мода, реализуемая только в сталях на основе ОЦК решетки, есть ничто иное, как формирование специфической дефектной структуры, характерной для нормальных промежуточных и мартенситных превращений, которые происходят при охлаждении заготовки, если температура ее опускается ниже A_{r3} . Типичными структурными признаками для всех перечисленных мод превращений является формирование в объеме обрабатываемой стали ультрамелкодисперсной структуры, состоящей из средне- и (или) сильноразориентированных кристаллов(фрагментов) с размерами порядка 0,2...1 мкм. В процессе ТМО эти моды, накладываясь, взаимно усиливают или ослабляют друг друга. В зависимости от конкретного режима ТМО (деформации и охлаждения) их относительный вклад в формирование конечной структуры может сильно различаться, что приводит к столь же заметным различиям в механических и служебных свойствах заготовок и деталей, получаемых при реализации ТМО.

РОЛЬ ТЕКСТУРЫ В ПОВЫШЕНИИ ХЛАДОСТОЙКОСТИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ТМО

В.М. Счастливец¹, Т.И. Табатчикова¹, И.Л. Яковлева¹, Л.Ю. Егорова¹,
И.В. Гервасьева¹, А.А. Круглова², Е.И. Хлусова², В.В. Орлов²

¹ Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, tabat@imp.uran.ru

² ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, vvv@prometey2.spb.su

Одно из главных требований, предъявляемых к материалу листов из низкоуглеродистых низколегированных свариваемых сталей повышенной прочности ($\sigma_T=500-690$ МПа), предназначенных для изготовления трубопроводов, состоит в том, чтобы не происходило хрупкого разрушения. При этом в качестве доминирующего фактора, определяющего характер разрушения материала, является его структурное состояние. Характер разрушения во многом зависит от кристаллографической текстуры, формирующейся в процессе прокатки листов.

Исследована структура стали 06Г2НДМФБ, подвергнутой двухстадийной термомеханической обработке (ТМО). Не было обнаружено ослабленных слоев металла за счет присутствия хрупких фаз или неметаллических включений по сечению листа, однако излом имел слоистый характер.

Рентгеноструктурным методом с помощью анализа функции распределения ориентировок (ФРО) определена текстура в листовом прокате. Показано, что при ТМО в стали 06Г2НДМФБ возникает многокомпонентная ограниченная текстура с элементами аксиальности и с наличием следующих компонент: $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{332\}\langle 113\rangle$. В центральном слое листов интенсивность кубической компоненты текстуры $\{100\}\langle 011\rangle$ выше, чем в поверхностном слое. Обнаруженные компоненты текстуры являются результатом трансформации текстуры аустенита, формирующейся при горячей прокатке, в текстуру α -фазы бейнита при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении, происходящем с соблюдением ориентационной связи между γ - и α -фазами.

Установлено, что в результате двухстадийной ТМО в стали 06Г2НДМФБ формируется бейнитная структура, для которой характерны субзерна, разориентированные на 5-7 градусов. Увеличение угла разориентировки субзерен, появление текстуры и особенности внутризеренного контраста свидетельствуют о существовании ротационной моды пластической деформации, что приводит к уменьшению напряжений скола $\sigma_z^{СК}$ за счет ослабления связи по направлению, перпендикулярному плоскости прокатки и образованию трещин расслоения.

Повышение доли кубической компоненты текстуры $\{100\}\langle 011\rangle$ равнозначно формированию неких ослабленных поверхностей в листовом прокате и образованию трещин расслоения. Это приводит к изменению характера напряженного состояния от плоскодеформированного к плосконапряженному, что способствует повышению ударной вязкости. Показано, что изменение режимов ТМО с окончанием прокатки в аустенитной области, приводящее к увеличению доли кубической компоненты текстуры $\{100\}\langle 110\rangle$, сопровождается увеличением ударной вязкости (хладостойкости) листового проката из исследованной стали.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01.2.006 13392) и при частичной финансовой поддержке грантов НШ-643.2008.3 и РФФИ 08-02-00047, фонда науки и образования «Интелс» (грант № 60-08-02), а также программы междисциплинарных исследований УрО РАН (проект № 34).

КОНТРОЛИРУЕМЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ КАК ОСНОВА ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИЯ

Н.М. Фонштейн

ArcelorMittal, Global R&D East Chicago, USA
nina.fonstein@arcelormittal.com

Обеспечение растущих требований к снижению удельного расхода горючего при одновременном внедрении международных норм безопасности пассажиров автомобилей в решающей степени возможно только за счет повышения прочности используемых сталей. В перспективных моделях автомобилей, планируемых к запуску в 2010-2015 году, ожидается, что стали с прочностью от 600 и до 1500 МПа займут до 35-45% от массы «черного кузова».

В составе этих так называемых ПВПС (прогрессивных высокопрочных сталей) преобладающую роль играют двухфазные ферритно-мартенситные стали с прочностью до 1200 МПа, ТРИП (или ПНП) стали (т.е. стали с эффектом пластичности, наведенной превращением) с прочностью до 800 МПа, а также мартенситные стали с прочностью в диапазоне 900-1550 МПа, в которых мартенситное превращение протекает при охлаждении с прокатного нагрева или при термической обработке на металлургических заводах, либо при закалке в штампах при изготовлении деталей автомобилей.

Растущее количество высокопрочных сталей требует защиты от коррозии, что подразумевает поставку в оцинкованном виде преимущественно при использовании горячего цинкования, что исключает получение необходимой структуры и регламентированного соотношения структурных составляющих не только при использовании закалки в воду, но часто и использование какого либо ускоренного охлаждения. Это обуславливает необходимость оптимизации и строгого контроля фазовых и структурных превращений при нагреве, а также при непрерывном охлаждении или квази-изотермических выдержках, являющихся неотъемлемыми стадиями термического цикла современных непрерывных термических агрегатов.

Усложнение дизайна элементов безопасности автомобилей выдвигает повышенные требования к поведению ПВПС при изгибе и раздате отверстия, что, в свою очередь, выявило определенные преимущества мультифазных сталей с бейнитной матрицей.

В предлагаемом докладе описываются фундаментальные положения, лежащие в основе разработки технологических процессов получения горяче- и холоднокатаных ПВПС.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ: ОТ ТЕОРИИ К ПРАКТИКЕ

В.И. Левит

ВИТАЛД Л.Л.С. Хиллиард, Огайо, США, vlevit@gmail.com

В монокристаллах методами зонной очистки достигнуты уровни чистоты, недостижимые в поликристаллическом материале. Монокристаллы чистых металлов в течение прошлого века были популярным объектом для изучения физических и механических свойств, зависящих от ориентации и линейных размеров. В частности исследования термомеханической обработки на монокристаллах позволили однозначно разделить области, претерпевшие динамическую рекристаллизацию, как от нерекристаллизованных, так и от рекристаллизованных в условиях охлаждения без нагрузки.

Эволюция структуры сверхчистых металлических монокристаллов при больших пластических деформациях завершается достижением установившейся стадии, на которой размеры и разориентировки структурных элементов стабилизируются и дальше не зависят от степени деформации. Возврат и рекристаллизация при последующем нагреве могут только увеличить размеры структурных составляющих, но никак не уменьшить их. Таким образом, устанавливается физически обоснованный минимальный размер зерна, который может быть создан в данном материале методами термомеханической обработки. Во некоторых случаях он заметно превышает пределы наношкалы. Определенные перспективы в измельчении структуры методами больших деформаций связаны с двухфазными материалами, в которых комплексная реакция рекристаллизация-старение может формировать микро- (нано)-дуплексную структуру.

Испытание механических свойств в условиях переменных параметров: температуры, скорости деформации, числа активных систем скольжения и длины свободного пробега дислокаций представляет собой другую область успешного использования монокристаллов. Например найдены условия, в которых монокристаллы системы никель-алюминий могут быть однородно растянуты в единственной активной системе скольжения до удлинения более чем 300%. Разориентировки сформированной при этом субструктуры не превышают пять градусов. Таким образом показана принципиальная возможность подвергать монокристаллы значительной пластической деформации и сохранять структуру, не содержащую большеугловых границ.

Опыты на монокристаллах высокочистого ниобия, прокатанного при комнатной температуре и отожженного при 800-1200° С обнаружили перспективу получения монокристалльных листов из равноосных литых заготовок методами многократной прокатки и отжига. Дальнейшие исследования имеет смысл сконцентрировать также на получении листовых монокристаллов методами направленной рекристаллизации с заранее ориентированными зародышами.

Практическое применение листовых монокристаллов уже успешно опробовано для гидроформовки осесимметричных сверхпроводящих каналов в ускорителях элементарных частиц. Магнитные потери в монокристаллических каналах ниже, чем в стандартных. Потенциальное поле для промышленного внедрения монокристаллических листов это устройства бысоких технологий, требующие особой однородности поверхности испарения или растворения атомов: например мишени для напыления компьютерных чипов, катоды и т.д.

РОЛЬ ДИФфуЗИОННО-КОНТРОЛИРУЕМЫХ ПРОЦЕССОВ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ю.Р. Колобов, А.Г. Липницкий, М.Б. Иванов

*Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного университета,
kolobov@bsu.edu.ru*

Рассматриваются особенности зернограницной диффузии в субмикрокристаллических (СМК) и нанокристаллических (НК) металлических материалах, полученных воздействием интенсивной пластической деформации в сочетании с обычными приемами механо-термической обработки [1]. Проводится анализ результатов исследований процессов диффузии в НК материалах методами компьютерного моделирования на атомном уровне и сопоставляются результаты таких исследований с данными диффузионных экспериментов [2]. Обсуждается роль диффузионно-контролируемых процессов в развитии пластической и сверхпластической деформации металлов и сплавов [3, 4].

Формирование СМК и НК состояний в нелегированном титане воздействием большой пластической деформации методом радиально-сдвиговой и винтовой прокатки в сочетании с традиционными методами механо-термической обработки позволяет достичь высокой однородности в распределении зерен по размерам в отличие от неоднородной полосовой мелкозернистой структуры, формирующейся при прокатке титана в обычных условиях. В СМК и НК титане активизация диффузионных процессов приводит к перераспределению элементов внедрения, выделению дисперсных фаз типа карбидов титана, что повышает термостабильность структуры и приводит к подавлению локализации деформации на мезо- и макроуровне. Вследствие этого повышается прочность при сохранении пластичности, увеличивается предел выносливости при циклическом нагружении. Достигнутые прочностные характеристики позволяют использовать нелегированный СМК и НК титан в качестве материала для изготовления медицинских имплантатов в травматологии и стоматологии.

1. Kolobov Yu.R., Valiev R.Z., Grabovetskaya G.P. et al. Grain Boundary Diffusion and Properties of Nanostructured Materials. – Cambridge International Science Publishing. – 2007. – 250 p.
2. Колобов Ю.Р., Липницкий А.Г., Неласов И.В., Грабовецкая Г.П. Исследования и компьютерное моделирование процесса межзёренной диффузии в субмикро- и нанокристаллических металлах // Известия вузов. Физика. – 2008. – № 4-5. – с. 20-39.
3. Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. – Новосибирск: Наука. – 1998. – 184 с.
4. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В. и др. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением. – Москва: МИСиС. – 2008. – 328 с.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

А.В. Кудря

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»
AVKudrya@misis.ru

В производстве материалов отклонения от нормы на разных операциях и переделах, как правило, сложным образом взаимосвязаны (технологическая наследственность), отсюда потери качества в металлургии "на стыках" - вследствие несогласованности действий и результатов на разных переделах. Очевидно, что масштаб глубины прогноза качества (вперед, в следующие переделы) и обратных связей (предупреждение риска, воздействуя на предыдущие переделы), обеспечит уровень эффективности управления.

Для выявления факторов металлургического качества и создания необходимых средств управления важно понимание закономерностей эволюции структуры (дефектов) по технологической цепочке и механизмов разрушения разнообразных структур, исходя из измеряемой статистики их геометрии.

Неоднородность структур конструкционной стали ведёт своё начало от процессов кристаллизации, когда в соответствии с диаграммой фазового равновесия затвердевающий металл и расплав различаются по составу: по сечению слитка (зональная ликвация) и между осями дендритов и ячейками между ними (дендритная ликвация). Так, например, в улучшаемых сталях с сохранившейся литой структурой ликвация приводит к образованию двух взаимосвязанных аномалий разрушения: камневидного излома и излома типа "белых пятен" [1].

Дендритная неоднородность сохраняется в прокате, когда переменное содержание легирующих элементов (и углерода) в полосах ликвации создаёт разницу в критической скорости охлаждения аустенита, поэтому одинаковая скорость охлаждения порождает широкий спектр структур (структурная полосчатость). Причиной полосчатости проката могут также быть силикаты и сульфиды, кристаллизующиеся внутри ячейки дендрита. После их "раскатки" в нитку (при прокатке) вблизи включений образуются области, обеднённые или обогащённые углеродом, соответственно. Совместное действие ниток сульфидов и прилегающих полос перлита, к примеру, может привести к образованию шиферообразного излома, расслоев в низколегированных сталях при разрушении [2].

Подобные явления часто наблюдаются даже в достаточно хорошо отлаженных технологиях и носят "перемежающийся" характер из-за неблагоприятного сочетания малых возмущений номинально неизменной технологии, в пределах допускаемого ею разброса параметров процесса, или от непредвидимых, но временами повторяющихся сбоев – в работе оборудования или в исходных материалах. Резко сузить разброс обычно не позволяет оборудование и инструментальные средства контроля процесса.

Для снижения размерности пространства поиска и успешного прогноза вероятности возможных отдаленных последствий малых возмущений (и их неблагоприятных сочетаний) в технологической цепочке и управляющих воздействиях, также эффективны процедуры "раскопок данных" (data mining) производственного контроля, использование оптимальных средств и тактики измерения разнообразных структур и механизмов их разрушения в широких масштабах наблюдения.

1. Штремель М.А., Алексеев И.Г., Кудря А.В. // Изв. РАН. 1994. № 2. С. 96-103.
2. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Скородумов С.В. В Сб. Трудов XLVIII Международной конференции "Актуальные проблемы прочности" – Тольятти ГТУ. 2009 С. 250 – 252

ВЫСОКОСТОЙКИЕ ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ С РЕГУЛИРУЕМЫМ АУСТЕНИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ, СКЛОННЫЕ К НАНОФАЗНОМУ УПРОЧНЕНИЮ

А.А. Кругляков

Санкт-Петербургский государственный морской технический университет

В последние годы всё более остро стоит вопрос о выборе материала для инструментов горячего формообразования, разогревающихся при эксплуатации до 700-800°C, например, для матриц и пресс-шайб горячего прессования сталей, медных и никелевых сплавов.

В настоящей работе рассматриваются основные принципы легирования и упрочняющей обработки нового класса штамповых сталей – сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (стали с РАПЭ), склонные к нанофазному упрочнению. Главной отличительной особенностью этих сталей по сравнению с традиционными является то, что в исходном состоянии они имеют ферритную основу (следовательно, хорошо обрабатываются резанием), а работают в аустенитном состоянии. Причём, образовавшийся аустенит должен быть склонен к деформационному, дисперсионному или комплексному нанофазному упрочнению при температурах разогрева инструмента.

Исследовано влияние углерода, хрома, молибдена, ванадия, никеля и азота на механические свойства устойчивого и переохлаждённого аустенита при температурах 800-400°C, определено рациональное содержание этих элементов в штамповых сталях с РАПЭ.

Исходя из теории легирования этих сталей показано, что может быть несколько основных путей нанофазного упрочнения для повышения прочности и износостойкости аустенита при высоких температурах:

1. интенсивная пластическая деформация поверхностного слоя инструмента, приводящая к образованию нано зернистой структуры;
2. для торможения процессов рекристаллизации при рабочих температурах необходимо иметь в структуре наноразмерные избыточные фазы;
3. получение инструмента из порошков, с последующим использованием вышеуказанной технологии.

Для реализации данных требований были разработаны стали в литом и порошковом варианте следующих схем легирования:

Cr-Ni-Mo-Co-V; Cr-Si-Ni-Mo-V; Cr-Si-Mn-Ni-Mo-V; Cr-Ni-Mo-V-N

Такие стали хорошо зарекомендовали себя для изготовления инструментов, работающих в тяжёлых температурно-силовых условиях в области температур 700-800°C.

На базе этих сталей разработаны наплавочные материалы, позволяющие восстанавливать изношенный инструмент, тем самым увеличивая срок его эксплуатации.

Промышленное внедрение получили стали ЭП930 и ЭК92. Эти стали имеют сравнительно низкую температуру A_{c1} (600-620°C) и обладают высокой устойчивостью переохлаждённого аустенита в перлитной области, что собственно и предопределяет возможность их использования в аустенитном состоянии.

Для обеспечения заданного уровня механических свойств используются упрочняющие обработки, обеспечивающие эффект деформационного, дисперсионного или комплексного нанофазного упрочнения аустенита. В стали ЭП930 преобладающим является деформационное упрочнение, в стали ЭК92 – комплексное деформационное и дисперсионное упрочнение.

В первом случае после аустенизации при 950°C сталь охлаждают до 400-450°C и подвергают 3-4 кратной деформации со степенью 0,5-1,0% за цикл. А затем производят нагрев до рабочих температур. Во втором случае после многократной деформации при 400-450°C производят старение при 750°C в течение 30-60 мин. Механические свойства сталей в аустенитном состоянии приведены в табл. 1:

Таблица 1

Механические свойства сталей ЭП930 и ЭК92

Марка стали	Температура испытания, °C	Механические свойства			
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
ЭП930	700	380	415	22,0	62,0
	750	325	390	23,2	62,5
	800	235	250	30,7	61,3
ЭК92	700	586	650	19,4	61,5
	750	536	605	20,8	62,6
	800	351	394	22,5	67,0

До настоящего времени стали с РАПЭ, склонные к нанофазному упрочнению, не получили должного развития и применения в мировой практике. Они принципиально отличаются от существующих до сих пор штамповых сталей типа немецкой X30WCrV93 и соответственно американской H21 или H21A (ASTM), намного превосходя их по стойкости.

Производство и широкое внедрение указанных сталей и наплавочных материалов в России и других странах при изготовлении прессового инструмента позволит повысить в 5-10 раз стойкость тяжело нагруженных матриц и пресс-шайб при обработке труднодеформируемых сплавов на медной основе Л63, БрАЖН10-4-4 и др. и получить значительный экономический эффект.

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В.И. Зельдович¹, Е.В. Шорохов², Н.Ю. Фролова¹,
И.Н. Жгилев², А.Э. Хейфец¹, И.В. Хомская¹

¹*Институт физики металлов Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург*

zeldovich@imp.uran.ru

²*Российский федеральный ядерный центр-ВНИИТФ им. акад. Е.И. Забабахина,
г. Снежинск*

Динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) представляет собой высокоскоростной вариант равноканального углового прессования [1]. Было показано [2], что при ДКУП титана при комнатной температуре, наряду с требуемым измельчением микроструктуры, наблюдаются сильные эффекты локализации деформации: появляются полосы адиабатического сдвига (ПАС) и трещины вдоль них. Для устранения таких нежелательных эффектов было необходимо повысить температуру ДКУП. В докладе рассматриваются структурные изменения в титане, которые происходят при ДКУП при повышенных температурах, и сравниваются с теми изменениями, которые наблюдались в процессе ДКУП при комнатной температуре. Образцы титана марки ВТ1-0 были нагреты до разных температур (390 и 500°C), разогнаны со скоростью 300 м/с и подвергнуты деформации в пересекающихся под углом 90° каналах. Повышение температуры ДКУП предотвратило образование трещин и ПАС, которые имели место при ДКУП при комнатной температуре. В результате ДКУП титана при 500°C получена структура, представляющая собой смесь мелких рекристаллизованных зерен (размером 2-3 мкм) и нерекристаллизованных участков (микродуплексная структура). Образование рекристаллизованных зерен обусловлено повышением температуры в местах локализации деформации и является механизмом релаксации напряжений. Рекристаллизованные зерна группируются в наклонные протяженные полосы сдвига (крупномасштабная релаксация) и в короткие изогнутые цепочки, располагающиеся между наклонными полосами (мелкомасштабная релаксация). Нерекристаллизованные участки состоят из удлинённых субзерен (поперечный размер 200-300 нм), образовавшихся в результате динамической полигонизации. При втором проходе наблюдается дальнейшая диспергизация структуры. Размер рекристаллизованных зерен уменьшается вдвое (до 1 мкм), зерна-субзерна в нерекристаллизованных участках приобретают равноосную форму с размером 200-300 нм. Структура становится более однородной.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01.2.006.13392), при частичной поддержке РФФИ (грант 08.03.00106), Программы Президиума РАН "Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества", Программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (проект 34) и гранта НШ-643.2008.3.

1. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Способ динамической обработки материалов: Патент № 2283717. РФ // Бюллетень изобретений. 2006. №26.
2. Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю. и др. Высокоскоростная деформация титана при динамическом канально-угловом прессовании // ФММ. 2008. Т.105. №4. С.431-437.

ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ КЛИНОВИДНОЙ ФОРМЫ (КРАЕВОЙ ЭФФЕКТ)

М.П. Кашенко, В.Г. Чащина, С.В. Вихарев

Уральский государственный лесотехнический университет, г. Екатеринбург,
mpk46@mail.ru

Для мартенситных кристаллов, как и для компонент тонкой двойниковой структуры (ДС), типичной является пластинчатая форма. Однако края кристалла (как и компонент ДС), начинающего или прекращающего рост вблизи неоднородностей (например, при взаимодействии с границами зерен, а также с другими сформировавшимися и формирующимися кристаллами) зачастую имеют клиновидную (в сечении игольчатую) форму. При модельном описании упругого двойникования и формирования термоупругих кристаллов со скоростями, существенно меньшими скорости звука, клиновидная форма перестраивающихся областей кристаллов достаточно наглядно интерпретируется в рамках дислокационного подхода [1]. Однако такая трактовка неприемлема при сверхзвуковой скорости роста мартенситных кристаллов, хорошо описываемой в рамках концепции управляющего волнового процесса [2, 3]. В [3] поперечный размер d активной динамической ячейки в форме вытянутого прямоугольного параллелепипеда конкретизируется из требования выполнения на границе управляющего волнового процесса порогового условия для деформаций. Модули деформаций сжатия и растяжения в ортогональных направлениях в объеме ячейки превышают пороговые значения, достигая максимумов в центре ячейки. В результате в условиях компенсации затухания управляющих волн процессами усиления (за счет генерации фоонов неравновесными электронами) оказывается возможным процесс быстрого формирования пластинчатого кристалла мартенсита (или мидриба) постоянной толщины. При наличии пространственной неоднородности, приводящей к дополнительному (и нарастающему в случае приближения к ней) вкладу в затухание управляющих волн, баланс усиления и потерь для волн на границе управляющего процесса может достигаться путем изменения величины d . Таким образом, при неизменных длинах волн λ в составе управляющего волнового процесса выполнение неравенства

$$d < \lambda/2$$

диктует снижение d при росте затухания волн (в ходе приближения к неоднородности) и увеличение d при уменьшении затухания волн (при удалении от неоднородности), что и обеспечивает естественное объяснение формирования клиновидной формы краев мартенситного кристалла.

1. Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1991. 280 с.
2. Кашенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при γ - α превращении в сплавах на основе железа. Екатеринбург: УИФ "Наука", 1993. 224 с.
3. Кашенко М.П., Чащина В.Г., Вихарев С.В. Система уравнений, задающих управляющий волновой процесс при реконструктивных мартенситных превращениях. XLVI Международная конференция "Актуальные проблемы прочности", 15-17 октября 2007 г., Витебск, Беларусь: материалы конференции. Ч.2./ УО "ВГТУ".—Витебск, 2007. С. 105-109.

Секция 1
***«Структурные и фазовые превращения при
термической и термомеханической
обработке»***



СТРУКТУРА И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПРЕТЕРПЕВШИХ ИНТЕНСИВНУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ

М.М. Мышляев^{1,2}, М.М. Камалов²

¹ Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва, myshlyae@issp.ac.ru

² Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка

Структура прутков, претерпевших равно-канальное угловое (РКУ) прессование, исследовано методами рентгенографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, дифракции обратно рассеянных электронов и ориентационной микроскопии.

Показано, что в процессе РКУ прессования образуется наноструктурное состояние. В большинстве зерен возникает дислокационная субструктура и субзерна. Наиболее развитая субструктура образуется в ходе прессования при повышенных температурах.

Изучено механическое поведение РКУ прессованных образцов с различной структурой и определены оптимальные температурные и деформационные условия для достижения наибольших деформаций до разрушения. Образцы с развитой субструктурой демонстрируют сверхпластичность (СП). Вопреки общепринятому мнению у образцов с наиболее мелким зерном деформация до разрушения оказалась незначительной. Наибольшая деформация до разрушения наблюдалась у образцов, претерпевших 10-и кратное РКУ прессование при 370°C. Она достигала около 2000% при скорости деформации 10^{-2} с^{-1} и 370°C.

Механическое поведение образцов в условиях СП было изучено. Установлена стадийность высокоскоростной СП деформации и определены зависимости истинной скорости деформации от температуры, истинного напряжения и истинной деформации для стадии упрочнения и разупрочнения. Для них определены величины энергии активации и параметра чувствительности напряжения течения к скорости деформации m . Показано, реализуются деформации до ~2000% и $m \approx 0,45$, что отвечает СП течению.

Установлено, деформация на стадии упрочнения протекает со скоростью $\sim 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и контролируется самодиффузией в объёме зёрен, что характерно для СП за счёт внутризёренного скольжения. Ей отвечает динамическая рекристаллизация «на месте». Установлено, на стадии разупрочнения деформация протекает со скоростью $\sim 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и контролируется самодиффузией по границам зёрен, что типично для СП, обусловленной скольжением по границам зёрен.

Изучено структурное поведение в условиях СП. Получены данные, которые свидетельствуют о внутризёренном скольжении на первой стадии и о протекании динамической рекристаллизации с участием скольжения по границам зёрен и миграции их границ на последней стадии.

Работа выполнена при поддержке РФФИ.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРЫ В МАТЕРИАЛЕ ПРУЖИН

О.И. Шаврин

Ижевский государственный технический университет
shavrin@istu.ru

Получение объемных наноматериалов для их применения в технике возможно путем формирования наноразмерной структуры в материалах реальных деталей, применяя при их изготовлении комплексные процессы, влияющие на процессы перестройки структуры. Одним из таких процессов является высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО). В ходе высокотемпературной деформации формируется полигональная субструктура, размерами которой можно управлять оптимизируя параметры операций процесса – температуру и скорость нагрева, степень и скорость деформации, схему охлаждения. Определенное сочетание параметров позволяет добиться получения субструктуры имеющей наноразмеры. Исходя из общих представлений о процессах формирования и перестройки субструктуры горячедеформированной стали можно сформулировать требования к параметрам указанных операций процесса ВТМО, обеспечивающих получение наноразмерной субструктуры :

1- нагрев должен быть скоростным до минимальных температур, обеспечивающих гомогенизацию аустенита;

2 – степень и скорость деформации должны соответствовать области пика диаграммы горячего деформирования;

3 – началу закалки должна предшествовать последеформационная пауза.

Видом деталей, технология изготовления которых позволяет осуществлять ВТМО, реализуя сформулированные принципы, являются пружины получаемые горячей навивкой.

В этом случае роль упрочняющей деформации играет проходящая при навивке пружины пластическая деформация.

В результате осуществления ВТМО при горячей навивке пружин в поверхностных зонах (по наружному и внутреннему диаметрам пружины) после полного цикла термических операций (навивка, закалка с последеформационной паузой, отпуск при обычно применяемой температуре) были получены: субзерна в ферритной матрице размером 20-100 нм и карбиды размером 7-10 нм.

Для получения одинаковой структуры по всей длине пружины необходимо применять непрерывно-последовательно схему охлаждения пружины, обеспечивая постоянство последеформационной паузы для всех витков пружины. Постоянство структуры по виткам пружины обеспечивает их равнопрочность, чего нельзя добиться при обычно применяемых у производителей пружин методов закалки целиком навитой пружины.

Субструктура с наноразмерами, сформировавшаяся в пружине при ВТМО, определяет высочайшее качество пружины: в десятки раз увеличивает долговечность; на 30-35 % увеличивает уровень разрушающих напряжений при ограниченной долговечности; устраняет осадку пружин в процессе эксплуатации.

ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ДЕТАЛЕЙ ПРИ СОВМЕЩЕНИИ С ПРОЦЕССОМ СТАРЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu

О.Г. Сенаторова¹, В.В. Антипов¹, Р.И. Гирш², В.А. Соловьев³,
В.В. Сидельников¹, В.В. Шестов¹

¹ *Всероссийский институт авиационных материалов (ВИАМ), г. Москва*

² *ОАО «ОКБ Сухого», г. Москва*

³ *Воронежское авиационно-строительное объединение (ВАСО)*
admin@viam.ru

Формообразование (деформирование) деталей (особенно двойной кривизны типа обшивок крыла самолета) из высокопрочных алюминиевых сплавов типа В96ц-Зпч, В95пч/оч является критическим технологическим процессом. Степень деформации строго регламентируется, т.к. она влияет на свойства, а сам процесс трудоемкий, нередко с использованием ручного труда.

Современным термдеформационным процессом является автоклавное формообразование, позволяющим за одну операцию получить близкую к требуемой форме деталь в результате плавной, однородной деформации – ползучести при ее совмещении со ступенчатым старением при повышенной температуре для высокопрочных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu. Один из важнейших вопросов – правильный выбор термдеформационных параметров для обеспечения комплекса свойств, т.к. в условиях деформации ползучести протекает деформационное старение, при котором изменяется механизм упрочнения по сравнению с обычным старением в статических условиях.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ

С.В.Гладковский, Е.А.Коковихин, Т.А.Трунина, Д.И.Вичужанин

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

Одним из перспективных методов получения объемных микро- и нанокристаллических слоистых металлических материалов с повышенным комплексом физико-механических свойств является накопительная пакетная прокатка с соединением слоев (ARB-accumulative roll-bonding) [1]. Однако при создании таких материалов возникает ряд трудностей с соединением слоев особенно для композитов из разнородных металлов и сплавов. В связи с этим в работе использовались как пакетная прокатка листовых заготовок углеродистой и нержавеющей стали, так и комбинированная обработка, включающая сварку взрывом и последующую холодную и теплую прокатку композита на прокатном стане «дуо/кварто» с диаметром валков 55 и 260 мм.

Сварка взрывом (взрывное плакирование), проведенная в ООО «Уралтехнопроект» (г.Екатеринбург), позволила получить неразъемное трехслойное сварное соединение сталей 12X18H10T(2мм)+Сталь20(5мм)+12X18H10T (2мм). Установлено, что границы сварного соединения имеют характерное «волнообразное» строение и характеризуются малой протяженностью диффузионной зоны на границе шва и наличием области резкого концентрационного перехода.

Использование сварки взрывом и холодной прокатки позволило существенно измельчить структуру слоев композита до микрокристаллического уровня. По данным рентгеноструктурного анализа в поверхностных слоях композита из стали 12X18H10T после сварки взрывом образуется до 10% α' -мартенсита деформации, а после последующей холодной прокатки с обжатием 50% его количество увеличивается до 25%. Образование мартенсита деформации вносит дополнительное упрочнение и способствует повышению прочности композита и уровня микротвердости на поверхности внешнего слоя из стали 12X18H10T ($HV \approx 450-600 \text{ кгс/мм}^2$).

Механические испытания показали, что комплекс прочностных и пластических свойств композита оказывается существенно выше, чем у металлов основы как после сварки взрывом, так и после дополнительной холодной и теплой (500°C) прокатки. Показано, на диаграммах растяжения композитов в отличие от исходных сталей уменьшается стадия деформационного упрочнения и проявляется прерывистая текучесть (зубчатость диаграмм), которая усиливается после дополнительной холодной прокатки.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект № 07-02-96049-р_урал_а)

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства.- М.: ИКЦ «Академкнига», 2007.- 398 с.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АУСТЕНИТНОЙ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ

С.Ю. Мушникова, Г.Ю. Калинин, Е.В. Нестерова

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г.Санкт-Петербург, vvv@prometey2.spb.su

Сущность термомеханической обработки (ТМО) аустенитной азотистой стали марки Х20Н6Г11М2АФБ опытно-промышленной партии заключалась в нагреве слабов до температуры $1230 \pm 10^\circ\text{C}$, обеспечивающей образование гомогенного твердого раствора аустенита, и их деформировании (прокаткой на листы толщиной $8 \div 40$ мм) с последующим быстрым охлаждением (закалкой в воду). Температура прокатки при т.н. закалке с прокатного нагрева (ЗПН) варьировалась в интервале $750 \div 1050^\circ\text{C}$.

Проведенные экспериментальные исследования подтвердили определяющую роль азота в формировании механических и коррозионных свойств стали Х20Н6Г11М2АФБ (0,45% N), обусловленную его участием в различных механизмах упрочнения и образовании широкого спектра структур.

При прокатке в температурном интервале, превышающем 1000°C , охлажденный в воду металл обладал полностью рекристаллизованной структурой, практически без внутризеренных и зернограничных выделений нитридов, отличался низким пределом текучести $\sigma_{0,2} = 500\text{--}600$ МПа, но повышенными значениями ударной вязкости $KCV^{+20} = 100 \div 200$ Дж/см² и высокой коррозионной стойкостью в растворах хлоридов.

При температуре конца прокатки $T_{\text{кп}} < 950^\circ\text{C}$ сталь имела текстуру, границы зерен были декорированы включениями избыточных фаз, что определило высокие прочностные ($\sigma_{0,2} = 800 \div 900$ МПа) и низкие значения ударной вязкости ($KCV^{+20} = 60$ Дж/см²), снижение стойкости к питтинговой коррозии. После провоцирующего нагрева стали при $700\text{--}800^\circ\text{C}$ выявлялась склонность к межкристаллитной коррозии (МКК).

В результате ЗПН азотистой стали с температурой конца прокатки $T_{\text{кп}} = 950 \div 1000^\circ\text{C}$ получали образование смешанной структуры, содержащей рекристаллизованные и деформированные зерна (структура наклепа), а также субзеренную структуру, полученную в результате динамической полигонизации. Данный структурный состав, а также отсутствие вторичных фаз по границам зерен обеспечивали наилучшее сочетание механических свойств ($\sigma_{0,2} \geq 690$ МПа, $KCV^{+20} \sim 100$ Дж/см²) и высокую стойкость к питтинговой и межкристаллитной коррозии.

Таким образом, показано, что наиболее эффективным способом получения высокопрочной аустенитной азотистой стали с необходимым уровнем механических свойств ($\sigma_{0,2} \geq 690$ МПа, $KCV^{+20} > 100$ Дж/см²) и высокой стойкостью к питтинговой и межкристаллитной коррозии является ТМО по схеме регламентированной горячей деформации с $T_{\text{кп}} \sim 950\text{--}980^\circ\text{C}$, с ускоренным охлаждением в воде (ЗПН).

Результаты испытаний азотистой стали на МКК согласуются с известными данными М.Л. Бернштейна, согласно которым благоприятное влияние ТМО на сопротивляемость к МКК стали типа Х18Н10Т связано с формированием субструктуры, снижающей влияние границ зерен, инициирующих МКК. Влияние ТМО на МКК наиболее эффективно при большом содержании углерода в стали.

ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕДИ И ЛАТУНИ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ

И.В. Хомская¹, В.И. Зельдович¹, Е.В. Шорохов², Н.Ю. Фролова¹,
А.Э. Хейфец¹, И.Н. Жгилев²

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, khomskaya@imp.uran.ru

²Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИТФ, г. Снежинск

Представлены результаты экспериментов по трансформации исходной крупнозернистой структуры в субмикро- и нанокристаллическую при помощи разработанного в РФЯЦ-ВНИИТФ нового метода интенсивной пластической деформации - динамического канально-углового прессования (ДКУП) [1]. ДКУП реализуется по схеме, близкой к РКУ прессованию [2], но для продавливания материала через матрицы вместо дорогого прессового оборудования используется энергия импульсных источников: продуктов взрыва, горения пороха, электромагнитной энергии и т. д. Скорость деформации материала составляет $\sim 10^5 \text{ с}^{-1}$, давление в образцах в области угла поворота не превышает 2-5 ГПа. ДКУП отличается от РКУ прессования [2,3] кратковременностью (до 500 мкс) протекания процесса деформации.

Методами металлографии и дифракционной электронной микроскопии были изучены структурные изменения в меди марки М1 и латуни Л63, подвергнутых ДКУП. Образцы диаметром 14 и 16 мм и длиной 65 мм разгоняли при помощи пушки и направляли в матрицу, содержащую два канала диаметром 16 и 14 мм, пересекающиеся под углом 90° . В данной серии экспериментов использовали две матрицы: внутренний радиус зоны пересечения каналов первой матрицы составлял 7 мм, второй – 0 мм; внешний радиус - 8 мм. Прессование образцов проводили в 1, 2 и 4 прохода.

Определено, что микроструктура меди и латуни при ДКУП изменяется не только в результате деформации простого сдвига, как при РКУ прессовании, но и под действием одновременного влияния высокоскоростной деформации и повышения температуры. Установлено, что ДКУП измельчение субзерен-зерен меди на три порядка (от 100 мкм до 100 нм) достигается при двух-четырех кратном продавливании образца. Подобное существенное измельчение субзерен-зерен латуни происходит уже после прессования в один проход. Сравнительное исследование показало, что уменьшение внутреннего радиуса зоны пересечения каналов матрицы от 7 до 0 мм приводит к формированию однородной субмикро- и нанокристаллической структуры в медном образце после прессования в четыре прохода. Определено, что высокоскоростное прессование повышает твердость меди в 2-2,4 раза.

Работа выполнена по плану РАН № г.р. 01.2.006.13392 и при частичной финансовой поддержке Программы УрО РАН и проекта РФФИ 08-03-00106.

1. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Патент № 2283717 РФ. Способ динамической обработки материалов. Бюллетень изобретений, 2006, №26, с. 64.
2. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. // Металлы, 1981, №1, с.115-123.
1. Ахмадеев Н.А., Валиев Р.З., Копылов В.И., Мулюков Р.Р. //Металлы, 1992, №5, с. 96-101.

ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ПРИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКЕ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ВЫСОКИХ КАТЕГОРИЙ ПРОЧНОСТИ

А.А. Кичкина, И.В. Лясоцкий, Ю.Д. Морозов, М.Ю. Матросов

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва,
kickina@inbox.ru, morozov@chermet.net*

Повышенный комплекс механических свойств современных низколегированных сталей для труб магистральных нефтегазопроводов обеспечивается при эффективном использовании технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, основанной на управлении процессами выделения частиц карбонитридов микролегирующих элементов и структурообразования на каждом этапе производства.

Управление процессами выделения карбонитридов микролегирующих элементов, таких, как Ti, Nb и V позволяет: регулировать размер зерна аустенита при нагреве, осуществлять торможение рекристаллизации горячедеформированного аустенита и дисперсионное упрочнение феррита нано-размерными частицами. Эффективность частиц карбонитридов определяется, в первую очередь температурой их растворимости, размером и объемной долей, при этом важно иметь в стали все типы частиц, и совместить измельчение зерна с дисперсионным упрочнением для одновременного повышения хладостойкости и прочности стали.

В данной работе приведены результаты электронномикроскопического исследования металла трубной стали после имитации процессов выделения частиц карбонитридов при контролируемой прокатке и последующем отпуске на деформационном dilatометре и исследования металла полученного в условиях реального производства в ЧерМК ОАО «Северсталь».

Исследовано влияние температурно-деформационных режимов (для подавления образования наночастиц в феррите металл закаливался с максимально возможной скоростью из аустенитной области) и влияние последующего отпуска на особенности выделения наноразмерных частиц в аустените и в феррите.

Показано, что размер и объемная доля наночастиц ниобия, выделившихся в аустените, заметно зависит от температуры и степени деформации, а также времени выдержки в отсутствии деформации. Полученные результаты согласуются с тем, что в аустените наряду с выделениями наночастиц формируются области (< 1 нм), которые можно назвать “предвыделениями”, наличие таких зон определяет особенности образования частиц в феррите в процессе последующего отпуска.

Определены оптимальные температурно-деформационные режимы контролируемой прокатки, позволяющие эффективно управлять содержанием микролегирующих элементов в твердом растворе аустенита, и обеспечивать выделение наночастиц в аустените и в феррите, что позволяет существенно улучшить свойства металла.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОМЕДИСТЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С АЗОТОМ

Л.М. Капуткина, А.Г. Свяжин, В.Г. Прокошкина, Д.В. Кремянский,
М.Г. Медведев

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»

Настоящая работа посвящена выбору условий деформационно - термической обработки нержавеющей высокомедистых хромоникелевых сталей, легированных азотом, перспективных для работы в условиях биологической коррозии. Методами металлографического и рентгеноструктурного анализа, измерения твердости и анализа диаграмм фазового состояния были исследованы особенности структуры и свойств литых, закаленных от различных температур, а также деформированных образцов азотсодержащих медистых сталей X18H10D5MФГС, X18H10D5MФАГС, X19H10D2MФАГС.

Построены фазовые диаграммы равновесия легированных азотом и медью сталей, которые позволили выбрать и рекомендовать температуры нагрева под закалку и горячую деформацию таких сталей. Показано, что совместное легирование сталей азотом и медью изменяет положение основных фазовых областей и приводит к появлению дополнительных фаз.

В процессе термической обработки в сталях происходит изменение твердости и периода решетки аустенита. Общий характер микроструктуры не изменяется. За счет дендритной ликвации структура отвечает структуре естественного композита. Такая структура сохраняется и после закалки с нагревом до $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Изученные исходно литые аустенитные стали могут деформироваться в холодную до очень высоких степеней обжатия, при этом сохраняя немагнитность и приобретая твердость мартенситной структуры.

Твердость сталей после горячей деформации по выбранным режимам вдвое выше твердости после аналогичных закалок и лишь немного уступает твердости после холодной деформации.

ТЕОРИЯ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ ПРИ ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ, И ИХ РАСПОЗНАВАНИЯ

Ю.В. Корнюшин

Maître Jean Brunschvig Research Unit, Switzerland

jacqie@bluewin.ch

Изучены основные диффузионные процессы образования, развития и заживления дефектов, в том числе при объемном нагреве [1]. Обнаружен неизвестный ранее тип движущих сил диффузионных процессов, происходящих в условиях объемного нагрева (1974). Эффект обусловлен расходящимися потоками тепла, увлекающими за собой вакансии и пропорционален количеству тепла, выделяющемуся в единице объема образца в единицу времени. Описанный эффект положен в основу технологий электроконтактной обработки.

Сформулирована и развита общая теория метастабильных состояний и теория релаксации состояний при их отклонении от метастабильного или стабильного равновесия [2]. Теория метастабильных состояний основана на приближении термодинамического потенциала суммой степеней отклонения энтропии от её начального значения с соответствующими коэффициентами. Теория релаксации сделана как линейная по разности энтальпии и её равновесного значения.

Изучено развитие пор в полярных материалах [3], обнаружено явление кавитации в полярных материалах, помещенных во внешнее поле (1976). Это явление обусловлено уменьшением энергии поля при вытягивании поры вдоль него. Чем больше объем поры, тем значительнее уменьшение энергии поля в образце. При объеме поры, превосходящем некоторый критический объем, пора самопроизвольно растет. Это явление называется кавитацией.

При пластической деформации часто возникают структуры (в том числе ячеистые) с хаотически расположенными дислокациями, обладающими высокой упругой энергией [4]. Показано что границы, обладающие (благодаря наличию хаотически расположенных дислокаций) высокой упругой энергией, являются причиной расслоения материалов в результате большой пластической деформации (1975). Своевременный небольшой отжиг предотвращает расслоение.

Проанализированы физические особенности нагрева жидких металлов электронным лучом в фокальном пятне, изучены закономерности испарения примесей, удаления неметаллических включений и газовых пузырьков, оценены потери металла основы испарением [5].

Разработана теория распознавания физических процессов, происходящих при отжиге материалов, основанная на сопоставлении одновременно измеряемых дифференциальных тепловых и объемных эффектов [6]. Эта теория основана на том, что разным процессам соответствуют различные отношения тепловых и объемных эффектов. Это позволяет разделить два текущих в образце процесса.

1. Y. Kornyushin, Металлофиз. новейшие технол. 2007, т. 29, сс. 949 – 970.
2. Y. Kornyushin, Металлофиз. новейшие технол. 2006, т. 28, сс. 21 – 37.
3. Y. Kornyushin, *Ceramics International* 2003, v. 29, pp. 333 – 345.
4. Y. Kornyushin, *Materials Chemistry and Physics* 2001, v. 67, pp. 6 – 11.
5. С. В. Ладохин и Ю. В. Корнюшин, *Электронно-лучевая гарнисажная плавка металлов и сплавов*, 1988 Наукова Думка, Киев.
6. Yu. V. Kornyushin and L. N. Larikov, *J. Mater. Sci.* 1978, v. 13, pp. 1 – 20.

Секция 1

Стеновые доклады



КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫМ НАГРЕВОМ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Л.О. Андрущик, С.П. Ошкадеров

Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАН Украины, г. Киев
oshkad@imp.kiev.ua

В работе исследованы кристаллическая структура и свойства спеченных электроконтактным нагревом конструкционных порошковых сплавов (сталей) на основе железа (0,3т%С), легированных Cr, Mn и Mo с добавками 4ат%Cu. Легирование этих сплавов медью проводилось с целью получения в этих сплавах такой структуры, которая позволила в значительной степени улучшить их механические свойства. Для сопоставления результатов нами проведено спекание и исследованы структура и свойства указанных сплавов двух составов: без добавок меди и с добавками 4%Cu. Исследованы рентгеновским, металлографическим и фрактографическим методами кристаллическая структура, а также механические свойства спеченных сплавов. Установлено, что структура образцов исследуемых сплавов является ферритно-бейнитно-мартенситной с преобладанием мартенситной фазы. В процессе электроконтактного спекания происходила значительная активация процесса спекания. При этом в местах межчастичных контактов в результате увеличения электросопротивления происходит локальное повышение температуры, приводящее к появлению жидкой фазы в этих местах. Жидкая фаза заполняет поры, что приводит к замыканию каналов и к образованию очень мелкой кристаллической структуры. Образуются более крупные структурно и геометрически более совершенные межчастичные соединения, из-за чего при изломе возникает вязкое, межчастичное разрушение с ямковидной формой. Исследования показали, что максимальное значение прочности на изгиб исследуемый конструкционный сплав без меди имеет при температуре спекания 1220⁰С, а легированный 4% меди – при температуре 1090⁰С. Понижение температуры максимального значения прочности на изгиб при легировании медью обусловлено тем, что частички меди при электроспекании размещаются по границам зерен и вследствие более низкой температуры плавления меди локальное образование жидкой фазы наступает при более низкой температуре и прочные межчастичные контакты в этом сплаве образуются при более низкой температуре, а сам материал имеет большую прочность. Рентгеновски исследована тонкая структура и уровень микронапряжений при спекании исследуемых сплавов. В структуре этих сплавов присутствуют значительные микронапряжения и большое количество хаотически размещенных дислокаций. Это положительно влияет на механические свойства спеченных электронагревом сплавов. Образование очень мелкодисперсной структуры с высоким уровнем механических свойств свидетельствует о том, что спекание металлических сплавов с помощью скоростного электронагрева является одним из видов нанотехнологий.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Fe-Ni-La

Н.Д. Бахтеева¹, А.Л. Васильев², Е.В. Тодорова¹

¹Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва, nbach@imet.ac.ru

²Учреждение Российской академии наук Институт кристаллографии имени А.В.Шубникова РАН

Повышенный интерес к изучению механизма нанокристаллизации, развивающейся в аморфных алюминиевых сплавах, легированных переходными и редкоземельными элементами, обусловлен полученными в ряде работ (Inoue A., Masumoto T., Kim Y., Choi G. и др.) высокими механическими характеристиками (повышенная прочность при сохранении пластичности) при формировании смешанной аморфно-нанокристаллической структуры. Настоящее исследование направлено на изучение основных закономерностей нанокристаллизации в аморфных алюминиевых сплавах новых композиций системы Al-Fe-Ni-La в условиях интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением (ИПД) с переменными параметрами ($P=4-8$ ГПа, угол закручивания $\varphi=45\ldots 360^\circ \times 6$). Структуру изучали методами рентгеноструктурного анализа, дифференциальной калориметрии и высокоразрешающей электронной микроскопии с применением энергодисперсионного микроанализа. Установлено, что в аморфных сплавах исследованных композиций в процессе ИПД развивается кристаллизация с образованием многофазной нанокристаллической структуры, в состав которой входят интерметаллиды различных типов и кристаллический алюминий. Обнаружено необычное для алюминиевых сплавов (с его содержанием до 85 ат. %) явление расслоения по типу спинодального распада, которое предшествует кристаллизации. В структуре на этапе релаксации формируется две аморфные составляющие в виде кластеров размером $10\ldots 20$ нм, центры которых по данным энергодисперсионного анализа обогащены алюминием, а пограничные области – никелем и лантаном. Построены карты распределения легирующих элементов в сплавах после ИПД. Неоднородность в распределении железа в сплавах не обнаружена. Повышенная концентрация никеля в одной из аморфных составляющих снижает пороговые значения степени деформации, при которых в сплаве начинается нанокристаллизация. Развитие последней с образованием нанозерен размером $3\ldots 5$ нм в пограничных областях приводит к формированию структуры типа «ожерелья», для которой характерно сохранение аморфной структуры в центральных областях кластеров. По мере увеличения степени деформации объем нанокристаллизации увеличивается. В пределах исследованных параметров ИПД кристаллизация не завершается. В сплавах формируется многофазная аморфно-нанокристаллическая структура. Таким образом, комплексное рентгеноструктурное и электронномикроскопическое исследование с применением микроанализа показало, что при ИПД сдвигом под давлением структурные превращения развиваются по схеме: расслоение по типу спинодального распада на две аморфные составляющие $\rightarrow$ образование наноразмерной кластерной структуры $\rightarrow$ частичная нанокристаллизация в аморфной составляющей, обогащенной Ni и La, $\rightarrow$ частичная нанокристаллизация в аморфной составляющей, обогащенной алюминием.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ МИКРОПРОВОДА СИСТЕМЫ Co-Fe-Ni-Si-B

В.Ф. Башев¹, Н.А. Куцева¹, Д.И. Борощук¹, В.С. Ларин²

¹Днепропетровский национальный университет, metal@ff.dsu.dp.ua

²НПП MicroFir Tehnologii Industriale, Кишинев, Молдова
larin@mfti.md

Аморфные и нанокристаллические (НК) магнитные материалы, характеризующиеся уникальными физическими свойствами, являются объектом многочисленных исследований в виду возможности их использования в качестве различных чувствительных датчиков. Разновидностью метода закалки из жидкого состояния является метод вытягивания литого микропровода (МП) из расплава (метод Улитовского-Тейлора). Для достижения оптимальных физических свойств в материалах создают НК структуру путем контролируемой кристаллизации аморфной матрицы методами термической и механической обработки. Цель работы заключалась в изучении влияния видов и режимов термообработки на структуру и термическую стабильность аморфного и нанокристаллического МП состава $\text{Co}_{57}\text{Fe}_{6.1}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{15.9}$ (диаметр жилы 12 мкм, толщина изоляции 10 мкм).

Результаты рентгеноструктурных исследований показали, что исходный МП имеет аморфную структуру. Для определения характеристик ближнего порядка жилы МП в исходном и отожженном состояниях были построены структурные факторы (СФ) и функции радиального распределения атомов (ФРРА). В исходном состоянии кратчайшее межатомное расстояние составляет 0.255 нм, координационное число ~ 10 ед. Отжиги при температурах ниже 450°C (30 мин) приводят к существенному увеличению высоты первого максимума СФ $i(S_1)$ от 3.11 ед. в исходном состоянии до 4.9 ед. при отжиге 450°C (30 мин). Кристаллизация МП происходит в интервале температур 470 – 475°C с образованием частиц пересыщенного твердого раствора $\alpha\text{-Co}(\text{Si},\text{B})$ в аморфной матрице. При дальнейшем повышении температуры отжига до 530°C в структуре МП обнаруживается смесь фаз α -, $\beta\text{-Co}$, Ni_2Si и метастабильной фазы $(\text{Co},\text{Si})_3\text{B}$, которая при отжиге выше 580°C распадается с образованием фаз $(\text{Co},\text{Si})_2\text{B}$ и Co_{23}B_6 . При одноосном растяжении МП в процессе нагрева до 450°C не наблюдается значительных изменений в параметрах ближнего порядка, значения $i(S_1)$ составляют около 3 ед. Кристаллизация МП при отжиге и наличии одноосного растяжения начинается при температуре 525 – 530°C, что более чем на 60°C выше, чем при традиционном отжиге. Можно предположить, что при отжиге без нагрузки в интервале температур 350 – 450°C происходит образование нанокристаллической структуры. Такая структура способствует последующей первичной кристаллизации основного компонента. Одноосное напряжение, приложенное во время отжига, может приводить к увеличению коэффициента диффузии и способствовать тем самым перераспределению компонентов на больших расстояниях, т.е. приводить к изменению механизма кристаллизации от двухстадийной к эвтектической.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ЛИТЫХ И ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ И ЭКСПЛУАТАЦИИ

Е.Г. Белов¹, О.Ю. Ефимов¹, А.Б. Юрьев², В.Е. Громов³, В.Я. Чинокалов¹,
С.В. Коновалов³, Ю.Ф. Иванов⁴

¹ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк
efimov_oyu@szmk.ru

²ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат», kosterev_vb@nkmk.ru

³Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
gromov@physics.sibsiu.ru

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, yufi@mail2000.ru

Повышение эксплуатационной стойкости прокатных валков плазменным упрочнением решает задачу значительного повышения технико-экономических показателей станов. Управление природой стойкости валков и разработка оптимальных режимов упрочнения должны учитывать как формирование структурно-фазовых состояний в рабочем слое бочки валков при плазменной закалке, так и их эволюцию при дальнейшей эксплуатации.

Плазменную поверхностную обработку чугунных прокатных валков проводили на опытно-промышленной установке, выполненной на базе модернизированной наплавочной установки УПН-303, преобразование которой заключалось в подключении источника питания АПР-403 и плазмотрона косвенного действия типа ПУН-3.

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии показано, что плазменное упрочнение валков прокатного стана приводит к формированию слоистой структуры, характеризующейся закономерным изменением механических характеристик, фазового состава, дефектной субструктуры материала и поверхности разрушения и проявляющейся на различных структурно-масштабных уровнях: макро-, мезо-, микро- и наноструктурном уровнях. В результате плазменной обработки в чугунных валках формируются α -фаза, γ -фаза, графит и карбид железа. В поверхностном слое обнаружено формирование нанокристаллической зеренной структуры на основе α -фазы (размер кристаллитов 35-40 нм), стабилизированной частицами цементита размером ~3-5 нм. Эксплуатация упрочненных валков при прокатке 1500 т арматуры сопровождается закономерным изменением дефектной субструктуры и фазового состава чугуна. Определены источники дальноточных полей напряжений, формирующихся в валке в результате плазменной обработки и последующей эксплуатации.

Плазменная обработка приводит к перераспределению легирующих элементов в приповерхностном слое чугунных валков. Выявлено существенное снижение концентрации никеля (более чем в два раза), увеличение концентрации хрома (в ~1,5 раза) и кремния (в ~1,4 раза). При эксплуатации плазменноупрочненного валка сохраняется тенденция к повышению содержания хрома и существенному снижению никеля в поверхностном слое чугуна по отношению к объему материала; концентрация кремния и марганца при этом практически не изменяется.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ и Федерального агентства по образованию в рамках реализации АВИП "Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)" (проект 2.1.2/546).

СТРУКТУРА И РАЗРУШЕНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСЛЕНИЯ

В.А. Белов, С.А. Никулин, А.Б. Рожнов, Э.В. Ли,
М.В. Котенева, Т.А. Нечайкина, А.В. Веретенникова

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»
nikulin@misis.ru

Высокотемпературные перегревы и окисление элементов тепловыделяющих сборок (ТВС) атомных энергетических реакторов, возникающие в условиях, моделирующих проектные аварии с потерей теплоносителя (аварии типа LOCA), приводят к снижению их характеристик пластичности и охрупчиванию. Для обеспечения достаточной остаточной пластичности наиболее ответственных элементов ТВС – оболочек твэлов, необходимой для сохранения их целостности при аварийном охлаждении и последующей выгрузке активной зоны реактора необходимо установление основных причин их охрупчивания при различных условиях высокотемпературного окисления. В условиях проводящейся в последние годы исследовательской программы по поиску новых модификаций циркониевых сплавов, важной задачей является установление влияния химического состава на сопротивление разрушению оболочек ТВЭЛов в условиях LOCA.

Целью работы являлось определение влияния температурно - временных условий окисления при имитации аварии типа LOCA на характеристики микроструктуры и разрушения оболочечных труб из циркониевых сплавов Э110 и Э635 штатного и модифицированного состава после высокотемпературного окисления при температуре 1100 °С с различным временем выдержки и локальной глубиной окисления 18 % (ЛГО).

В работе измерены и сравнительно проанализированы параметры микроструктуры, микротвердость и характеристики сопротивления разрушения образцов из сплавов Э110 и Э635 штатного и модифицированного составов после высокотемпературного окисления. В качестве модифицированных сплавов циркония были исследованы сплав Э110М (с дополнительным легированием Fe и O) и Э635М (с пониженным содержанием Sn). Показано, что различие в содержании легирующих элементов влияет на параметры микроструктуры, микротвердость и характеристики разрушения сплавов Э110 и Э635, что может оказывать существенное влияние на разгерметизацию оболочек твэлов при аварии типа LOCA.

Определено влияние олова на структуру и разрушение сплава Э635: у образцов труб из сплава с меньшим содержанием олова толщина оксидного слоя и охрупченного кислородом α – слоя, чем у образцов труб из сплава штатного химического состава. В модифицированном сплаве Э110М толщина слоёв оксидного и α -слоя относительно сплава Э110 меньше.

Таким образом, на основе измеренных характеристик структуры и изломов образцов показано, что образцы труб из модифицированных сплавов обладают более высокой вязкостью после высокотемпературного окисления в условиях LOCA, по сравнению со штатными состояниями.

ИНТЕНСИВНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co

О.К. Белоусов, С.В. Добаткин, Н.А. Палий, Т.Р. Чуева

*Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и
материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва, palii@ultra.imet.ac.ru*

Система Fe-Co является основой для получения многочисленных классов магнитных сплавов, как кристаллических (пермендюры), так и аморфных и нанокристаллических (Hitperm), широко применяемых в промышленности. Повышение уровня механических и магнитных свойств Fe-Co-сплавов возможно за счет формирования мелкодисперсной и нанокристаллической структуры, например, с использованием методов интенсивной пластической деформации, таких как равноканальное угловое прессование и кручение под высоким давлением.

Двойные сплавы системы Fe-Co получали путем сплавления железа и кобальта чистотой не менее 99,9 % в дуговой печи в атмосфере аргона. Также был получен пермендюр, тройной сплав $\text{Fe}_{49}\text{Co}_{49}\text{V}_2$, с добавкой электронно-лучевого ванадия. Отжиг сплавов проводили при 850°C в течение 1 часа с последующей закалкой в сильно подсоленной воде.

Образцы сплавов $\text{Fe}_{100-x}\text{Co}_x$ ($x = 25, 30, 47, 65, 80$) в виде дисков толщиной 1 мм и диаметром 6 мм деформировали по методу кручения под высоким давлением при комнатной температуре. Приложенное давление составляло 4 ГПа, степень деформации определялась числом оборотов пуансона $N = 5$ и 8 оборотов. Методами рентгеновской дифракции и измерения микротвердости (H_V) сплавы исследовали до и после деформации в камере Бриджмена.

Согласно данным рентгеновского фазового анализа на дифрактограммах сплавов после деформации сверхструктурные линии отсутствовали. По уширению линий были рассчитаны среднеквадратичная деформация ϵ , равная 0,228-0,399, и средний диаметр блоков, варьировавшийся от 430 до 70 нм.

На концентрационной зависимости микротвердости сплавов в исходном состоянии наблюдался максимум при 47 ат. % Co ($H_V = 4150$ МПа), для $\text{Fe}_{75}\text{Co}_{25}$ и $\text{Fe}_{20}\text{Co}_{80}$ $H_V = 2700$ и 1900 МПа, соответственно.

Характер изменения микротвердости сплавов с разным содержанием компонентов после деформации был различен. В наименьшей степени микротвердость повысилась для составов сплавов, близких к эквиаtomному. Для сплава с 47 ат. % Co при $N = 5$ микротвердость увеличилась до 4480 МПа, а при

$N = 8$ уменьшилась до 4099 МПа, т.е. стала ниже исходного значения. Те же тенденции в изменении микротвердости отмечены и для пермендюра $\text{Fe}_{49}\text{Co}_{49}\text{V}_2$.

Было установлено, что при больших степенях деформации микротвердость снижается для сплавов с большим содержанием Fe, а для сплавов с большим содержанием Co - повышается. Так, после деформации кручением под давлением ($N=5$) сплава с 25 и 30 ат.% Co значения H_V возросли почти в 1,7 раза. При $N = 8$ величина H_V уменьшилась до 4180 и 4440 соответственно для $\text{Fe}_{75}\text{Co}_{25}$ и $\text{Fe}_{70}\text{Co}_{30}$. Для сплавов с 80 ат.% Co отмечено повышение микротвердости при увеличении степени деформации до 2740 ($N= 5$) и 3510 МПа ($N= 8$). Подобное упрочнение наблюдали при интенсивной пластической деформации в камере Бриджмена порошков кобальта.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программ Президиума РАН ПРАН П-8 и П-18.

УСТОЙЧИВЫЕ К РАСПАДУ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Cu-Al-Co

И.Р Бублей, Ю.Н Коваль

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, г.Киев
bubley@imp.kiev.ua

Сплавы с эффектом памяти формы Cu-Al, легированные Mn или Ni, не относятся к материалам, обладающим высокотемпературным ЭПФ. Попытки повысить температуру мартенситного превращения (МП) многокомпонентным легированием и специальными термообработками приводят к совместному протеканию процессов и непредсказуемым изменениям характеристик МП при старении. Таким образом, эксплуатация изделий при температурах выше комнатной затруднена.

Сплавы Cu-Al-Co являются перспективными для получения материалов с более высокой температурой МП, т. к. легирование кобальтом сплавов Cu-Al повышает температуру МП. За счет низкой растворимости кобальта (до 4.5 % по массе) избыток кобальта выделяется в виде включений интерметаллида CoAl, образуя композит, в котором частицы CoAl выполняют роль армирующего элемента, а β -твердый раствор выступает в роли матрицы. Наличие армирующего элемента CoAl может существенно изменять физико-механические свойства сплава и протекание МП в нем.

Целью работы является получение устойчивых к распаду композитных материалов на основе системы Cu-Al-Co. Создание таких композитов дает возможность получения сплавов с стабильными характеристиками МП, которые найдут применение в промышленности.

В работе исследовали сплавы с содержанием кобальта от 2 до 8% мас. и алюминия 16% мас. Выплавленные сплавы Cu-Al-Co подвергали закалке от 900⁰С в воде и старению при температуре 350⁰С. Рентгенографические исследования показали присутствие стабильной β' -фазы CoAl, мартенсита и (или) β -фазы в образцах всех закаленных сплавов. Старение в течение 10ч. сплавов с содержанием кобальта 2 и 4 % мас. приводит к появлению на рентгенограммах рефлексов стабильной α -фазы (результат интенсивного протекания эвтектоидного распада), тогда как в сплавах с большим содержанием кобальта рефлексы α -фазы не наблюдались. Изучение характеристик МП показало, что в сплавах с содержанием кобальта выше 6% мас. температура и гистерезис МП при старении в течение 10ч изменяются мало. В сплавах с меньшим содержанием кобальта даже при старении в течение 5 ч. наблюдается повышение Mn и расширение гистерезиса более чем в 2 раза. Совместное рассмотрение поведения характеристик МП при старении и результатов рентгеноструктурного анализа свидетельствует о том, что сплавы с содержанием кобальта выше 6% мас. обладают высокой устойчивостью β -матрицы к распаду.

Выводы

1. Увеличение содержания кобальта в сплаве более 6% мас, а следовательно, и количества интерметаллида CoAl в композитном материале на основе системы Cu-Al-Co приводит к заметной стабилизации β -матрицы и характеристик МП.
2. Предложенные композиты могут найти применение в промышленности в качестве ВТСПФ.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ КАРБИДОВ ПРИ АУСТЕНИЗАЦИИ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ИЗМЕНЯЮЩИХСЯ СКОРОСТЕЙ НАГРЕВА

П.Ю. Волосевич

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев
volosp@imp.kiev.ua

Поиск путей создания еще более совершенных конструкционных материалов на базе уже существующих сталей и сплавов на основе железа является актуальным и сегодня. При этом одним из наиболее перспективных считается направление, связанное с применением интенсивных методов термомеханической обработки с использованием скоростных нагревов, в том числе и джоулевым теплом. Основанием для развития исследований в этом направлении являются принципиальные возможности получения при скоростной аустенизации, так называемых, неомогенных состояний. Их появление обусловлено особенностями поведения в соответствующих температурных интервалах не только легирующих элементов, а и различных карбидов, которые являются, как правило, «хранилищами» основной массы углерода, а также значительной части легирующих элементов в ОЦК решетке сталей.

Изучению особенностей поведения цементита и его роли в процессе аустенизации посвящено достаточно большое количество работ, основные выводы которых связаны:

1. С определяющим участием карбидов цементитного типа в процессе понижения температуры начала аустенизации (A_{c1}) стали относительно образцов чистого железа;

2. Величина температурного интервала аустенизации индивидуальна для каждой стали и немонотонно зависит от скорости и температуры нагрева, а также характера распределения карбидов по их размерам, морфологии, типу кристаллической решетки;

3. Увеличение скорости нагрева сопровождается немонотонным изменением кинетики диссоциации цементита, регулирующей характер проникновения продуктов его распада в окружающую ферритную матрицу от постепенного продавливания до взрывообразного выброса при последующем угнетении этого процесса в интервале аустенизации по мере дальнейшего увеличения скорости нагрева.

Сказанное свидетельствует о постепенном исключении из аустенизации вплоть до полного все возрастающей части карбидов (со стороны больших размеров) при увеличении скорости нагрева. Это подтверждается не только увеличением количества недиссоциировавших карбидов в условиях небольших перегревов выше A_{c3} , а и соответствующим уменьшением и смещением в направлении температур аустенизации чистого железа интервала аустенизации стали.

Вместе с тем применение интенсивных методов обработки для средне и высоколегированных сталей требует осуществления исследовательских работ, направленных на изучение особенностей поведения сложнелегированных карбидных образований включая спецкарбиды с ГЦК и ГПУ решетками.

В связи с выше сказанным настоящая работа посвящена изучению поведения таких карбидов в условиях скоростной аустенизации легированных сталей X6BФ, 7XНМФА и 9ХФ в состоянии поставки после нагревов джоулевым

теплом со скоростями от 2 до $2,6 \cdot 10^3 \text{ К сек}^{-1}$ до различных температур в том числе и интервала аустенизации с последующим охлаждением воздушно-водяной смесью ($V_{\text{охл}} > 1000 \text{ К сек}^{-1}$).

Тонкая структура изучалась с помощью оптической и трансмиссионной электронной микроскопии.

Проведенные электронно-микроскопические исследования показали, что в отличие от карбидов цементитного типа, имеющих орторомбическую решетку, кинетика и механизм диссоциации более стойких сложнолегированных карбидов с ГЦК и ГПУ решетками в интервале температур аустенизации сталей в условиях повышенных скоростей нагрева имеют следующие отличительные признаки: 1. По мере увеличения скорости и температуры нагрева начало процесса диссоциации легированных карбидов при достижении соответствующих температур связано с появлением в их структуре увеличивающегося количества упорядоченных систем дефектов упаковки вплоть до образования ГПУ структур. 2. При достижении температуры начала процесса в частицах с минимальными размерами вдоль таких дефектов наблюдается образование тонких аустенитных прослоек. 3. Быстрые перегревы до температур выше A_{c3} сопровождаются практически одновременным коллапсом (диссоциацией взрывного характера) всех частиц с формированием структурных особенностей с пропорциональными относительно размеров исходных карбидов параметрами и пониженной травимостью. 4. Структура таких элементов в зависимости от условий обработки может изменяться от чисто аустенитной, иногда содержащей повышенную плотность дефектов упаковки, до мартенситной с более дисперсной мартенситной составляющей по сравнению с той, которая присутствует в окружающей матрице.

ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ИМПУЛЬСНЫМИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ

А.В. Вострецова¹, Е.С. Ващук¹, С.В. Карпий¹, Е.А. Будовских¹,
Ю.Ф. Иванов², В.Е. Громов¹

¹ГОУ ВПО “Сибирский государственный индустриальный университет”,
г. Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru

²Учреждение Российской академии наук Институт силовой электроники
Сибирского отделения РАН, г. Томск, yufi55@mail.ru

В последние годы получили развитие разработки в области упрочнения поверхности с использованием импульсных плазменных струй. Одним из таких способов поверхностного упрочнения является электровзрывное легирование (ЭВЛ), которое осуществляется воздействием на поверхность импульсных многофазных плазменных струй продуктов электрического взрыва проводников. Дополнительное повышение качества поверхности после ЭВЛ может быть достигнуто путем обработки ее импульсными электронными пучками, генерируемыми с помощью электронных источников с плазменным катодом. Они позволяют сконцентрировать за короткий промежуток времени (10^{-5} – 10^{-4} с) высокую плотность энергии (порядка 10^5 – 10^6 Дж/м²) в тонких (порядка 0,1–10 мкм) поверхностных слоях материалов. Соответствующая интенсивность воздействия на поверхность оказывается того же порядка (10^9 Вт/м²), что и при ЭВЛ, и позволяет проводить оплавление зоны легирования.

В настоящей работе методами оптической и сканирующей электронной микроскопии и измерения микротвердости изучены особенности формирования структурно-фазовых состояний поверхностных слоев углеродистой стали 45 и титанового сплава ВТ1-0, подвергнутых ЭВЛ и последующей импульсной электронно-пучковой обработке. Показано, что комбинированная обработка позволяет сформировать функциональные характеристики поверхности, отличающиеся от достигаемых ранее. Важной особенностью разрабатываемого способа комбинированной обработки с точки зрения его экономической эффективности является хорошая сочетаемость электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки: в обоих случаях упрочняющему воздействию подвергаются поверхностные слои площадью до 10 см² и толщиной около 20–30 мкм. При дополнительной электронно-пучковой обработке поверхности ЭВЛ устраняется шероховатость, обусловленная влиянием на расплав неоднородного давления импульсной плазменной струи и ее многофазной структуры. Происходит перераспределение легирующих добавок по объему зоны легирования и сглаживание внутренних напряжений в поверхностных слоях, прежде всего, на границе с основой, что повышает степень согласования их с основой и проявляется в уменьшении количества микротрещин. Формируется ультрамелкодисперсная дендритная структура зоны легирования. В работе определены режимы электронно-пучкового воздействия, при которых сохраняется высокая микротвердость поверхностных слоев, связанная с легированием. Тем самым полученные результаты открывают новые перспективы практического использования известных конструкционных материалов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантами РФФИ №№ 08-02-00024-а, 08-02-12012-офи.

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ ТИПА 09Г2С ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

М. Гото¹, Т. Акита¹, К. Китагава¹, С.В. Шагалина², М.Н. Панкова³,
П.Д. Одесский², С.В. Добаткин²

¹*Kanazawa University, Kanazawa, Japan*

²*Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва*

³*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, г. Москва*

В работе исследовали термическую стабильность стали типа 09Г2С (0,09%С; 1,3%Mn; 0,62% Si), микролегированную 0,08%V, 0,01%Nb и 0,021%Ti, после равноканального углового прессования (РКУП). РКУП проводили на образцах диаметром 20 мм и длиной 80 мм при температуре 300°C по маршруту Вс при угле пересечения каналов 110° и числе проходов N=4, что соответствует истинной степени деформации ~3,2. После РКУП образцы подвергали нагреву при 500, 550 и 600°C с выдержкой 5 часов.

После РКУП предел текучести стали типа 09Г2С увеличился в 2,6 раза по сравнению с нормализованным состоянием и составил 965 МПа. При этом пластичность уменьшилась более, чем в 2 раза, но осталась на достаточно высоком уровне $\delta = 15\%$. При нагреве до температуры 550°C прочностные характеристики уменьшаются незначительно, а при нагреве на 600°C их падение заметно.

Электронномикроскопический анализ показал, что после РКУП формируется несколько ориентированная зеренно-субзеренная структура со средним размером структурных элементов 255 нм. О наличии зерен с высокоугловыми границами судили по кольцевой электронограмме с точечными рефlekсами и полосчатому контрасту на границах. Плотность свободных дислокаций повышена. Нагрев на 500°C практически не изменяет структуру. Повышение температуры нагрева до 550°C приводит к повышению доли зерен в структуре и небольшому увеличению среднего размера структурных элементов до 294 нм. При нагреве на 600°C наблюдали рост зерен до среднего размера 2,3 мкм при сохранении некоторой части субмикроструктурной структуры со средним размером структурных элементов 275 нм.

Методом обратно отраженных электронов (EBSD-анализ) выявил формирование в ходе РКУП в основном субзеренной структуры с малоугловыми границами и средним размером структурных элементов 150 нм. При нагреве на 500°C характер структуры сохраняется субзеренным со средним размером 210 нм. Некоторое увеличение доли большеугловых границ и среднего размера структурных элементов до 330 нм наблюдали при температуре нагрева 550°C. Нагрев на 600°C приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры с преимущественно высокоугловыми границами и средним размером зерна 2,6 мкм. При некотором расхождении в количественных характеристиках в целом результаты трансмиссионного электронномикроскопического анализа и EBSD-анализа близки.

Дифференциальный сканирующий калориметрический анализ показал, что при нагреве выше 350°C развиваются в основном процессы возврата, а значительный рост зерен начинается при температуре примерно 600°C.

Таким образом, можно утверждать, что стабильность упрочнения и субмикроструктурной структуры стали типа 09Г2С после РКУП сохраняется при нагреве ниже, чем 600°C.

Работа поддержана грантом РФФИ 07-03-00342-а.

УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ КОСОЙ ПРОКАТКЕ ТРУБ ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

С.И. Губенко, В.Н. Беспалько, Е. В. Жиленкова, А.Е. Балев

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

Значительный вес в общем объеме производства проката занимают горячекатаные трубы из высоколегированных нержавеющей сталей. Для того чтобы конкурировать с европейскими производителями нержавеющей труб, необходимо получение высококачественных горячекатаных труб, с возрастающей количественной динамикой потребления.

Проведены исследования по оптимизации параметров прокатки при получении труб из высоколегированных сталей аустенитного (08X18H10T) и ферритного (04X14T3P1Ф) классов. Определяли закономерности формирования дислокационной и субзеренной структуры аустенита, феррита при деформации и исследовали склонность стали к высокотемпературному разрушению. Деформацию осуществляли в интервале температур 900 - 1200°C.

Микроструктура, образующаяся в процессе динамического разупрочнения при кривоугольной прокатке с различными параметрами условно подразделена на два морфологических типа: I - однородная субзеренная структура, которая образуется в результате динамического возврата, II - рекристаллизованная структура, которая образуется в результате динамической рекристаллизации.

Для количественной оценки склонности к высокотемпературному разрушению каждого из морфологических типов структур проводили испытания на растяжение и прошиваемость. Определяли работу разрушения (A) и ее составляющие: работу зарождения трещины (Az) и работу распространения трещины (Ar и Aту).

Оценку технологической пластичности и склонности к центральному разрушению образцов с рекристаллизованной и полигонизованной структурой аустенита осуществляли после прокатки конических образцов, имеющих регламентированную структуру. Исследования показали, что для образцов, имеющих в исходном состоянии развитую субструктуру, предельное обжатие при котором наступало разрушение, выше на 30%, чем в случае рекристаллизованной структуры.

Анализ взаимосвязи структуры и уровня механических характеристик стали с ферритной матрицей показали, что получение крупнозернистой рекристаллизованной структуры (структура II типа) при горячей деформации (температура 1050°C) способствует развитию межзеренного разрушения и ухудшает свойства стали. Прокатка образцов при температуре 900°C, повышенных степенях деформации приводит к получению субзеренной структуры в феррите (структура I типа) и оказывает положительное влияние на технологические свойства.

Количественная оценка склонности к высокотемпературному разрушению образцов с рекристаллизованной и субзеренной структурой позволяет утверждать, что оптимальной структурой при температурах, применяемых на практике, является однородная субзеренная структура, которая затрудняет распространение микротрещин и в значительной степени повышает пластичность сталей с различной матрицей. Прокатка с температурно-скоростными параметрами, облегчающие развитие динамического возврата, будет способствовать повышению технологической пластичности высоколегированных сталей

ТРАНСФОРМАЦИЯ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ СИСТЕМЫ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ- МАТРИЦА СТАЛИ

С.И. Губенко

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск
sgubenko@email.dp.ua

Обнаружены «всплески» пластической деформации, обусловленные проскальзыванием вдоль границ включение-матрица и характеризующие степень их пластичности. Определены параметры пластичности этих границ при разных условиях проскальзывания, позволившие установить влияние температуры и скорости деформирования на процессы пластической релаксации в границах, инкубационный период проскальзывания, деформационное упрочнение этих границ, а также вклад проскальзывания вдоль границ включение-матрица в общую деформацию.

Получил дальнейшее развитие механизм проскальзывания вдоль границ включение-матрица, сопровождающийся эффектами самоорганизации в этих границах: внутренне электростимулированными процессами в межфазных границах; сдвиговой релаксацией напряжений; гетерогенизацией процесса пластической деформации в системе включение-матрица в связи с вовлечением в процесс деформации самих границ и прилегающих к ним участков включения и матрицы; влиянием проскальзывания на аккомодационные процессы в матрице вблизи включений, устраняющие различие в интенсивности ее деформации, обусловленном неоднородным распределением межповерхностных напряжений; динамическим расщеплением границ включение-матрица; динамическим фасетированием границ включение-матрица, которое способствует сдвиговому сопряжению решеток включения и стальной матрицы; диффузионным обменом атомами включений и матрицы, а также формированием новых дисперсных фаз в зонах насыщения включения или матрицы, степень дисперсности которых зависит от уровня развития проскальзывания; формированием граничных фаз типа неметаллических включений и интерметаллидов, имеющих состав, отличный от стехиометрического.

Установлено, что главным механизмом релаксации напряжений при проскальзывании в границах включение-матрица является пластический или сдвиговой механизм, который сопровождается сложными процессами на разных уровнях иерархии масштабов структуры межфазной границы: электронный обмен в системе включение (донор)-матрица (акцептор), а также сдвиговое сопряжение решеток включения и матрицы; движение межфазных дислокаций, поглощение и делокализация в границах включение-матрица решеточных дислокаций, а также зарядовое взаимодействие межфазных дефектов; динамическое фасетирование и расщепление границ включение-матрица, связанных с перераспределением межфазных дефектов, а также образование примесных сегрегаций; уширение границ включение-матрица, вовлечение в процесс контактной деформации приграничных зон включения и матрицы, а также образование граничных фаз.

Показана возможность трансформации границы включение-матрица за счет взаимного насыщения приграничных слоев включения и матрицы примесями и формирования новых дисперсных частиц в этих зонах, а также граничных фаз типа неметаллических включений и интерметаллидов.

ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

А.М. Гурин

ФТИНТ НАН Украины, г. Харьков, alexgu@ya.ru

Предлагается решение задачи А.Д.Александрова о геометрическом моделировании произвольного наноструктурного порядка расположения атомов с помощью выпуклых правильных многогранников.

Направлению геометрического моделирования произвольного порядка расположения атомов в пространстве положили основание (1934 год) Б.Н.Делоне и А.Д.Александров в книге о структуре вещества при помощи введения определения модели. А именно, расположение точек в модели характеризуется двумя условиями - радиусом соседства и радиусом пористости. Следствием определения модели стало развитие геометрии модели в двух направлениях - одно, - в пространствах произвольной размерности с последующим проектированием структуры в пространство обычное; второе - моделирование наноструктуры при помощи упаковки правильных многогранников. Оба направления имели развитие.

Обратимся ко второму направлению. В отличие от модели кристаллического порядка расположения атомов, в произвольном порядке расположения атомов не предполагается повторение взаимного расположения атомов первой координационной сферы. Это исключает применение метода фундаментальной области. Для произвольного порядка нами устанавливается аналог фундаментальной области - предельный радиус повторяемости ближнего порядка.

Изучение правильных многогранников с целью сборки из них, подобно пустотам Делоне, наноструктуры начато было в школе А.Д.Александрова в 1947 году работой Есауловой. Открытие металлического стекла вызвало ряд публикаций в журнале Nature, в частности, Бернал (1960 год) предложил модель, наноструктура которой была представлена правильными многогранниками с лишь треугольными гранями. Модель была заведомо не точной и не могла быть иной, так как еще не были известны правильные многогранники с произвольными гранями. В 1960-1967 годах список правильных многогранников нашли Norman Johnson и В.А. Залгаллер. Изучение обобщенного класса правильных многогранников начали Иванов и Пряхин (1970-1974).

Новые шаги в решении задачи А.Д.Александрова следующие: (1989-1996 года, А.М.Гурин) геометрический анализ модели Бернала; построение обратной модели Бернала; вывод условий геометрической адекватности модели; открытие конфигурационных вакансий и присутствия кристаллического порядка в произвольной модели; построение точной модели, аналогичной модели Бернала. Наконец (2008 год), Тимофеев, Гурин, Залгаллер доказали теорему о полноте списка правильных многогранников и завершили поиск многогранников обобщенного класса Иванова-Пряхина. Следствием этого стало возможным ответить на вопрос А.Д.Александрова о способах моделирования наноструктуры с помощью правильных многогранников. Описание способов заполнения пространства правильными многогранниками будет приведено в докладе.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 20 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

С.В. Добаткин¹, Р.З.Валиев², М.Н.Панкова³, В.И.Семенов²,
Г.И. Рааб², С.В. Шагалина¹

¹Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и
Материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва

²Уфимский государственный авиационный технический университет

³Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П.Бардина, г.Москва

Хорошо известно, что формирование нано - и субмикроструктурной (СМК) структуры возможно при интенсивной пластической деформации (ИПД). Такая СМК структура обуславливает достаточно эффективное повышение комплекса механических свойств металлических материалов, в частности сталей. Наибольший относительный эффект наблюдается в наименее легированных материалах. Целью работы было изучение структуры и свойств стали 20 после равноканального углового прессования и последующих нагревов.

РКУ-прессование стали 20 при 400 °С с числом проходов 4, 8 и 12 при угле пересечения каналов 120° привело к формированию зеренно-субзеренной структуры с размером структурных элементов феррита приблизительно 350 нм. Нагрев стали после РКУ-прессования на температуры 400 и 450 °С увеличивает долю большеугловых границ и размер структурных элементов феррита до 360 – 450 нм. С увеличением степени деформации при РКУП и температуры нагрева идут процессы фрагментации и сфероидизации цементитных пластин перлита, а также процессы коалесценции субзерен в областях игольчатого феррита и отпущенного мартенсита. Полученная зеренно-субзеренная субмикронная структура приводит к значительному упрочнению ($\sigma_{0,2} = 730\text{--}790$ МПа) при достаточной пластичности ($\delta=11,0\text{--}15,3$ %). С увеличением степени деформации при РКУП прочность увеличивается при некотором снижении пластичности. После РКУП и нагрева прочностные характеристики стали 20 практически не изменяются, а пластичность немного повышается. Ударная вязкость как при комнатной температуре, так и при отрицательной –40 °С после РКУП уменьшается, но сохраняется на высоком уровне.

Работа поддержана грантом РФФИ 07-03-00342-а.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ Al-Mg-Mn СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ Zr И Sc, ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

С.В.Добаткин^{1,2}, В.В.Захаров³, Ю.Эстрин^{4,5}, А.В.Чиркова²,
Т.Д.Ростова³, О.А.Уколова³

¹*Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва*

²*ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»*

³*ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», г. Москва*

⁴*ARC Centre of Excellence for Design in Light Metals, Department of Materials Engineering, Monash University, Clayton, Victoria 3800, Australia*

⁵*CSIRO Division of Materials Science and Technology, Clayton, Victoria 3168, Australia*

Изучены структура и механические свойства сплава Al-4%Mg-1.5%Mn-0.4%Zr с добавкой 0.4%Sc и без нее после РКУ прессования при 300°C образцов размером 10x10x70 мм по маршруту Вс с N=1-6 при угле пересечения каналов 90°. Оба сплава были деформированы в двух исходных состояниях: литом и отожженном.

РКУП приводит к формированию преимущественно субмикроструктурной структуры с размером зерна 850 нм в литом и 860 нм в отожженном сплаве Al-Mg-Mn-Zr-Sc и 1060 нм в литом и 1240 нм в отожженном сплаве Al-Mg-Mn-Zr. В ходе отжига и РКУП происходит распад пересыщенного твердого раствора с выделением частиц $Al_3(Sc,Zr)$, Al_3Zr и Al_6Mn .

Прочность сплавов растёт с увеличением числа проходов при РКУП. Это связано, по-видимому, с измельчением структуры сплавов. Характеристики пластичности (удлинение и сужение) также возрастают с увеличением числа проходов возможно за счет увеличения доли большеугловых границ. РКУ прессование приводит к одновременному повышению как прочности, так и пластичности в обоих сплавах в обоих исходных состояниях. Максимальная прочность в обоих сплавах соответствует литому исходному состоянию перед РКУП, максимальная пластичность – отожженному. Прочность и пластичность сплава Al-Mg-Mn-Zr-Sc после РКУП выше, чем сплава Al-Mg-Mn-Zr при прочих равных условиях. Максимальная прочность наблюдается после РКУП с 6-ю проходами в сплаве Al-Mg-Zr-Sc: предел текучести составляет 320 МПа, а предел прочности – 425 МПа. При этом значения пластичности достаточно высокие: $\delta=17\%$, $\psi=39\%$.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1 ПОСЛЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБА С БОЛЬШОЙ СТЕПЕНЬЮ ДЕФОРМАЦИИ

С.В.Добаткин¹, В.Н.Серебряный¹, Й.Зрник², А.А.Алексеев³, С.А.Бубякин¹

¹*Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва*

²*COMTES FHT, Plzen, Czech Republic*

³*ФГУП Всероссийский институт авиационных материалов, г.Москва*

Среди методов интенсивной пластической деформации (ИПД) различают деформацию знакопеременным изгибом. Одной из разновидностей знакопеременного изгиба является принудительное изгибное прессование*, заключающееся в последовательном прессовании на рифленых и плоских штампах. Повторение принудительного изгибного прессования может аккумулировать большие степени деформации по площади образца без изменения начальных размеров.

Изучены структура, текстура и механические свойства Mg-Al-Zn-Mn сплава МА2-1 после ИПД способом принудительного изгибного прессования при температурах 300-400 °С и истинной степени деформации $\approx 2,3$ на образцах размером 7x50x70 мм.

Конечная структура Mg-Al-Zn-Mn сплава определяется конкуренцией процессов фрагментации, динамических процессов возврата и рекристаллизации. Наибольшей предел текучести 216 МПа получен при принудительном изгибном прессовании при 350°С, что практически в 2 раза больше, чем в исходном состоянии. Пластичность при этом остается на достаточно высоком уровне.

Изучена текстура сплава МА2-1 путем построения полных прямых полюсных фигур и функций распределения ориентировок. Текстура после изгибного прессования изменяется от аксиальной в исходном состоянии к набору пиковых ориентировок с различной ориентационной плотностью и объемной долей в зависимости от режимов. Наибольшее рассеивание текстуры (до 70 % объемной доли бестекстурной составляющей) наблюдали при изгибном прессовании при 300°С.

Для оценки влияния текстуры и микроструктуры на механические свойства использовали соотношение Холла–Петча в приближении Армстронга. Выявлено, что увеличение предела текучести и уменьшение относительного удлинения для использованных режимов принудительного изгибного прессования по сравнению с исходным состоянием сплава сопровождается увеличением коэффициента Nk_s в соотношении Холла–Петча. Согласно приближению Армстронга увеличение этого коэффициента после деформации знакопеременным изгибом можно объяснить увеличением ориентационного фактора N для призматического скольжения. Такое увеличение ориентационного фактора N приводит к снижению активности призматического скольжения, приводящего к уменьшению пластичности материала, что и было показано экспериментально. Уменьшение ориентационного фактора M для базисного скольжения после деформации принудительным изгибным прессованием, указывающее на активизацию базисного скольжения, по-видимому, не может компенсировать более сильное влияние призматического скольжения на уменьшение пластичности сплава.

*J.-J. Park, D. H. Shin. Numerical analysis of plastic deformation in constrained groove pressing. Ultrafine Grained Materials II . Proc. of TMS Annual Meeting, Seattle, WA, Feb.17-21, 2002, p.253-258.

ДИНАМИЧЕСКОЕ КАНАЛЬНО-УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ ТИТАНА В МЕДНЫХ ОБОЛОЧКАХ

В.И. Зельдович¹, Е.В. Шорохов², Н.Ю. Фролова¹,
И.Н. Жгилев², И.В. Хомская¹, А.Э. Хейфец¹

¹*Институт физики металлов Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург,
zeldovich@imp.uran.ru*

²*Российский федеральный ядерный центр-ВНИИТФ им. акад. Е.И. Забабахина,
г. Снежинск*

Равноканальное угловое прессование (РКУП) является одним из основных методов получения дисперсных структур в металлических материалах. Динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) представляет собой высокоскоростной вариант РКУП, при котором используются импульсные источники энергии [1]. Принципиальное отличие ДКУП от РКУП состоит в том, что к деформации простого сдвига добавляется ударно-волновая деформация. Было показано, что ДКУП титана при комнатной температуре, наряду с равномерной деформацией всего образца, сопровождается сильными эффектами локализованной деформации: появлением полос адиабатического сдвига (ПАС) и трещин вдоль них [2]. Для устранения таких нежелательных эффектов необходимо создать условия, обеспечивающие релаксацию напряжений. Для этого мы выполнили эксперименты, в которых ДКУП титана осуществлялось в медных оболочках. Титановые цилиндры разного диаметра были помещены в медные цилиндрические оболочки толщиной 1, 3 и 5 мм. Такие составные образцы, имевшие наружный диаметр 16 мм и длину около 60 мм, были подвергнуты ДКУП. Оболочка толщиной 1 мм не предотвратила образование трещин в титане. Оболочка толщиной 3 мм способствовала уменьшению количества и протяженности трещин. Образец титана, помещенный в оболочку толщиной 5 мм, не имел трещин. При таком способе деформации ПАС в титане не наблюдались. Основным механизмом деформации во всех образцах было двойникование. Возникло чрезвычайно большое количество двойников, и общий объем, занятый двойниками, был сопоставим с объемом матрицы. Были зафиксированы некоторые особенности возникших двойниковых структур: двойники имели форму пластин или стержней; «некристаллографичность», которая выражалась в виде искривленных границ; места преимущественной локализации возле границ. Эти особенности обусловлены действием двух факторов: высокой скоростью деформации (10^4 - 10^5 1/с) и изменением вида деформации (связанным с наличием мягкой оболочки), а именно, переходом от деформации простого сдвига к деформации изгиб-разгиб.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01.2.006.13392), при частичной поддержке РФФИ (грант 08.03.00106), Программы Президиума РАН "Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества", Программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (проект 34) и гранта НШ-643.2008.3.

1. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Способ динамической обработки материалов: Патент № 2283717. РФ // Бюллетень изобретений. 2006. №26.
2. Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю. и др. Высокоскоростная деформация титана при динамическом канально-угловом прессовании // ФММ. 2008. Т.105. №4. С.431-437.

ОБРАТНОЕ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ Fe-Ni-Ti В СВЕТЕ НОВЫХ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

Н.Д. Земцова

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

Настоящая работа посвящена исследованиям структурного механизма и кристаллографии обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сплавах Fe-Ni-Ti. Структурный механизм формирования ревертированного аустенита исследован на образцах, отождённых в температурном интервале обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при последовательном повышении температуры. В начале температурного интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение развивается изотермически в уже состаренной матрице $\alpha + \eta$ (Ni₃Ti). На стадии зарождения аустенит образуется сдвиговым механизмом с выполнением мартенситных ориентационных соотношений в контакте с частицами Ni₃Ti, имеет форму пластин, располагающихся в виде видманштетта. По своей морфологии, размерам (до 200 нм), кинетике и эволюции развития он тождественен дисперсному γ -мартенситу, формирующемуся в условиях медленного нагрева в бинарных Fe-Ni сплавах, и может иметь 24 кристаллографические ориентации. Возникающие в остаточной α -фазе растягивающие упругие напряжения препятствуют полному завершению $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения по этому механизму. Впервые установлено, что релаксация упругих напряжений (падение предела текучести) происходит посредством двух процессов: двойникования остаточной α -фазы и её превращения в γ -фазу, – что выражается в формировании протяжённых областей ревертированного аустенита, насквозь пересекающих исходный мартенситный кристалл и остающихся светлыми на фоне остального интенсивно травящегося ревертированного аустенита. Установлено, что эти пластины формируются по атермической кинетике в средней части температурного интервала обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, где наблюдаются аномальные изменения параметра кристаллической решётки аустенита, удлинения образца и температурного коэффициента намагниченности. Атермическая кинетика зарождения протяжённых пластин аустенита подтверждается группировкой их в форме «молний» или параллельно расположенных пластин, а также звуковым эффектом. Впервые обнаружена тонкая внутренняя структура этих протяжённых пластин ревертированного аустенита: они представляют собой пакет строго ограненных дисперсных реек двух ориентаций, чередующихся друг с другом. Одна из ориентировок (узкие рейки, шириной ~10 нм) подчиняется мартенситным ориентационным соотношениям, вторая (широкие рейки, ~50 нм) – ориентационной связи, свойственной диффузионному образованию $\alpha + \gamma$ – фаз. Рейки ограничены плоскостями $\{110\}_\gamma \parallel \{112\}_\alpha$, что свидетельствует о микродвойниковании остаточного α -мартенсита, как о первопричине формирования протяжённых пластин аустенита. Глобулярный аустенит, прогрессивно образующийся на третьей завершающей стадии $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, поглощает разориентированный γ -мартенсит, и при этом в его структуре проявляется нанодисперсная субструктура, эквивалентная по размерам кристаллам γ -мартенсита.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА АУСТЕНИТА НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина

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

Величина зерна аустенита - одна из важнейших структурных характеристик сплавов, которая влияет на прочность, вязкость, пластичность и износостойкость материала. Известно, что в сталях, мартенситное превращение которых развивается в области отрицательных температур, положение мартенситной точки и степень превращения, достигаемая при данном переохлаждении, зависят от величины зерна. В таких сталях мартенситная точка для мелкозернистого аустенита расположена ниже и степень превращения при охлаждении до заданной температуры (например, до температуры жидкого азота) существенно меньше, чем в крупнозернистой структуре. Можно получить такой малый размер зерна, при котором аустенит не будет испытывать мартенситное превращение вплоть до температур жидкого азота.

Было замечено, что размер зерна аустенита в одном и том же сплаве при воздействии магнитным полем может оказывать влияние на величину критического поля. Поэтому представляло интерес исследовать влияние размера зерна аустенита на мартенситное превращение при охлаждении и величину критического поля при обработке сплавов в магнитном поле.

Исследование проводилось на безуглеродистом сплаве Н32 и сплавах 25Н31, 30Н23, 28Н19. Сплавы 25Н31, Н32, 30Н23 и 28Н19 имеют мартенситные точки M_n : -130, -90, -30, 80 °С, соответственно. Изменение величины зерна аустенита приводит к изменению температуры начала мартенситного превращения M_n . С уменьшением размера зерна от 180 до 15 мкм в исследуемых сплавах происходит понижение точки M_n , наблюдается стабилизация аустенита. В сплавах с мартенситными точками ниже комнатной температуры размер зерна аустенита является одним из факторов, определяющим температуру мартенситной точки. Изменение размера зерна аустенита также влияет на кинетику превращения и морфологию образующихся кристаллов мартенсита. В сплавах 25Н31 и Н32 в крупнозернистых образцах образуется линзовидный мартенсит, в мелкозернистых - при охлаждении наблюдали образование пластинчатых кристаллов. Наложение магнитного поля приводит к дестабилизации аустенита, стабилизированного мелким зерном.

Установлено, что при обработке в магнитном поле величина критического поля определяется как размером зерна аустенита, так и температурой воздействия магнитного поля. Критическое поле в одном и том же сплаве в зависимости от величины зерна аустенита оказывается различным, при чем это различие особенно резко проявляется при низких температурах и практически исчезает с приближением к положительным температурам.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13392) и при частичной поддержке РФФИ (грант № НШ-643.2008.3).

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Л.М. Капуткина, В.Г. Прокошкина, М.Г. Медведев, Г.Е. Хадеев

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»

Методами металлографического и рентгеноструктурного анализа, измерения твердости и анализа диаграмм фазового состояния были исследованы особенности структуры и свойств закаленных от различных температур, а также деформированных микролегированных азотом конструкционных сталей 35ХНМАФ, 40ХНМАФ, 50ХНМАФ.

В процессе термической и термомеханической обработок происходит изменение фазового состава и структуры, зависящее от исходного состава сталей и режимов обработки. Микролегирование конструкционных сталей азотом приводит к усложнению фазовых превращений и требует более тщательного выбора температур термической и термомеханической обработки. Температуры нагрева под закалку и ВТМО могут быть несколько выше, чем для безазотистых сталей. Небольшое количество нерастворившихся карбонитридов способствует сохранению мелкого зерна и проявлению наследственности исходно литой структуры.

Показана эффективность применения ВТМО, выбраны оптимальные параметры термообработки и горячей деформации для исследованных марок сталей.

После ВТМО и заключительного низкотемпературного отпуска исследованные азотсодержащие стали обладают высокой реализуемой прочностью, вязкостью и достаточной для конструкционного материала пластичностью. Уровень прочности исследованных конструкционных азотсодержащих сталей после ВТМО на 300 – 500 МПа выше, чем у безазотистых аналогов.

ЗАРОЖДЕНИЕ α -МАРТЕНСИТА В УПРУГИХ ПОЛЯХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ И СПЕКТР НАБЛЮДАЕМЫХ ГАБИТУСНЫХ ПЛОСКОСТЕЙ ДВОЙНИКОВАННЫХ КРИСТАЛЛОВ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА

М.П. Кащенко, К.Н. Джемилев, В.Г. Чащина

*Уральский государственный лесотехнический университет,
г. Екатеринбург, mpk46@mail.ru*

Кристаллы α -мартенсита охлаждения в сплавах на основе железа с габитусами, принадлежащими к совокупности $\{hkl\}_\gamma$, у которых заметно различаются три индекса Миллера, как правило, обладают регулярной структурой двойников превращения. Согласно [1], к этой совокупности относятся габитусы, близкие $\{259\}_\gamma$, $\{3\ 10\ 15\}_\gamma$, $\{3\ 9\ 11\}_\gamma$, $\{157\}_\gamma$. Расчеты упругих полей как прямолинейных дислокаций, так и дислокационных петель [2], показывают, что в неоднородных упругих полях центров зарождения локальные условия для начала роста мартенситных кристаллов заметно варьируются. С позиций динамической теории [3] это означает вариацию управляющего волнового процесса и позволяет ставить задачу об идентификации областей зарождения для кристаллов со всем спектром наблюдаемых габитусов. Особенно разнообразны условия зарождения в неоднородных упругих полях дислокационных петель. При одних и тех же векторе Бюргерса и отрезке петли, дающем основной вклад в упругое поле, важны: характер петли (скользящая или призматическая); тип призматической петли (ограничивает она избыточный внедренный материал или соответствует дефекту вычитания); кроме того, при одной и той же плоскости петли сказываются различия в ориентациях линий, образующих ее периметр. Таким образом, при динамическом подходе наблюдаемое распределение ориентировок (“разброс”) габитусных плоскостей следует рассматривать как признак, отражающий информацию о локальных упругих полях в области зарождения.

В частности показано, что дислокационная петля со сторонами $L1$ и $L2$ вдоль направлений $[11-2]\gamma$ и $[111]\gamma$ (при векторе Бюргерса $b=a/2[01-1]\gamma$, $L1 \approx 7000a$, $L2 \approx 10000a$, a – параметр решетки) создает условия для быстрого роста кристаллов с габитусами, близкими к $(3\ 15\ 10)\gamma$. При выборе в качестве модельного набора упругих модулей, соответствующих сплаву Fe-31.5%Ni вблизи температуры начала мартенситного превращения $M_s=239K$, возникновение начального возбужденного состояния в области, отстоящей на расстояние $r \approx 1200a$ от центра стороны $L1$ вдоль луча, составляющего с плоскостью петли угол $\approx 117.5^\circ$, приводит к ожидаемому габитусу

$$(0.14318\ 0.833617\ 0.533462)\gamma,$$

отличающемуся от $(3\ 15\ 10)\gamma$ на 1.509° .

1. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 240 с.
2. Кащенко М.П., Нефедов А.В., Верещагин В.П., Летучев В.В. Зарождение кристаллов α – мартенсита с габитусами (hhl) в упругих полях дислокационных петель. //ФММ, 1998. Т.85, Вып. 4., С.25 – 39.
3. Кащенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при γ – α превращении в сплавах на основе железа. Екатеринбург: УИФ “Наука”, 1993. 224 с.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ СПЛАВОВ С УЧЕТОМ АКТИВАЦИИ, НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ

А.Г. Князева, А.В. Тян

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
tav014@mail.tsu.ru

Радиационные методы поверхностной модификации материалов являются эффективным способом поверхностной обработки материалов. В силу ряда специфических особенностей радиационная обработка сопровождается различными физико-химическими эффектами, изучение которых представляет собой актуальную проблему. В частности, радиационно-лучевые воздействия приводят к формированию особых структурно-фазовых состояний поверхностных слоев, сопровождаемых эволюцией полей внутренних механических напряжений и деформаций. Кроме того, вследствие интенсивного радиационного воздействия вещество поверхностного слоя переходит в неравновесное (активированное) состояние. В результате, как показывают опытные данные, формируется приповерхностная область, в которой наблюдается ряд различных нелинейных эффектов, в частности, ускорение массопереноса, которое, в частности, может быть объяснено кажущимся уменьшением энергии активации диффузии в результате активации приповерхностных слоев.

В работе исследуется влияние неравновесной активации приповерхностных слоев и механических напряжений в диффузионной зоне, сопровождающих электроннолучевую обработку поверхностей сплавов, на процессы тепломассопереноса в зоне обработки. Построенная математическая модель включает уравнения теплопроводности, диффузии и кинетики с соответствующими импульсной электронно-лучевой обработке начальными и граничными условиями. Решение задачи проводится численно в безразмерных переменных с помощью специально разработанного конечно-разностного алгоритма, учитывающего особенности нелинейных уравнений, входящих в модель. Проведено подробное параметрическое исследование задачи, выявлены определяющие параметры. По результатам расчетов анализируются распределения температуры, концентрации, напряжений и деформаций по пространству и времени; определяется глубина зон прогрева и диффузии, проводится сравнение результатов без учета активации, с учетом активации и с учетом эффекта связанности (влияния внутренних механических напряжений на процессы тепло- и массопереноса в обрабатываемом материале).

В итоге данные вычислительных экспериментов позволяют прогнозировать глубину и характер диффузионных и тепловых зон при изменении параметров облучения, а также получать количественную и качественную информацию о характере напряжений и деформаций в зоне обработки и их влиянии на диффузию.

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ДЕФОРМАЦИИ ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Е.В. Корнет², Ю.Ф. Иванов¹, С.В. Коновалов, В.Е. Громов²

¹Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк
gromov@physics.sibsiu.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск,
yufi@mail2000.ru

Целью работы является установление связи формирования дислокационной субструктуры со стадийностью кривой деформационного упрочнения закаленной конструкционной стали 38ХНЗМФА.

Деформацию стали, закаленной от 940 °С осуществляли при комнатной температуре одноосным сжатием со скоростью $\sim 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине типа «Инстрон». Исследования дислокационной субструктуры стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Из анализа зависимостей σ - ε и $d\sigma/d\varepsilon$ - ε были установлены две стадии деформационного упрочнения: стадия с параболической зависимостью σ - ε или убывающим коэффициентом упрочнения $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ и стадия со слабо изменяющимся и низким значением коэффициента упрочнения.

Сравнивая вид зависимостей σ - ε и Θ - ε с теми, что наблюдаются в ГЦК-сплавах, их следует называть стадиями III и IV. Для стадии III характерна параболическая зависимость σ - ε , быстрое убывание коэффициента упрочнения и структура пакетного мартенсита. Для стадии IV характерно постоянное низкое упрочнение и развитие субструктуры с непрерывными и дискретными разориентировками, либо фрагментированной субструктуры.

Зависимости скалярной плотности дислокаций $\rho = f(\varepsilon)$ и скорости ее изменения $d\rho/d\varepsilon = f(\varepsilon)$ от степени деформации ε изменяются синхронно с изменением деформирующего напряжения σ и коэффициента деформационного упрочнения Θ .

Скалярная плотность дислокаций не может полностью охарактеризовать дислокационную подсистему. Еще одним важным параметром дислокационной подсистемы является избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm}$, линейно связанная с кривизной-кручением кристаллической решетки $\chi = b \cdot \rho_{\pm}$. Здесь также имеет место синхронность в поведении величин $\rho_{\pm}$ и $d\rho/d\varepsilon$ в сопоставлении с изменением $\sigma(\varepsilon)$ и $\Theta(\varepsilon)$ стали.

Величина χ характеризует среднюю амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки стали. Поскольку в настоящей работе весь тензор кривизны-кручения кристаллической решетки не измерялся, о числе компонент тензора можно судить по плотности изгибных экстинкционных контуров.

Выполненный анализ показал, что плотность изгибных экстинкционных контуров возрастает при увеличении степени деформации стали, не выходя на насыщение на стадии IV деформационного упрочнения. Последнее свидетельствует о постоянном нарастании числа компонент тензора изгиба-кручения, отличных от нуля.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАМИ ПРИ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Ю.А. Кочергина, Л.Г. Карьев, В.А. Федоров, С.А. Зайцев

Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина
feodorov@tsu.tmb.ru

Экспериментально установлено, что под действием электрического поля и нагрева происходит изменение поверхностей ионных кристаллов[1].

Цель работы – исследование морфологии поверхностей ионных кристаллов легированных металлами при воздействии электрического поля и одновременного нагрева.

Исследовали образцы NaCl, LiF размером $20 \times 8 \times (2-3)$ мм, которые выкалывались из крупных кристаллов по плоскостям спайности. В образцах искусственно зарождали трещину по плоскости (100) длиной ≈ 15 мм, в которую вводили металлическую фольгу из алюминия или свинца толщиной ≈ 20 мкм, перекрывающую ≈ 20 % поверхности трещины от вершины или проволоку из золота диаметром ≈ 30 мкм. Затем образец помещался между электродами с напряжением 400 В, электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (100). Комплекс «кристалл-металл» помещался в печь, где осуществлялся его нагрев до 873 К со скоростью 200 К/ч. После чего образец в течение часа выдерживали при заданной температуре и напряжении между электродами 400 В. Сила тока при этом составляла 10-20 мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью. Напряжение на образце и температуру контролировали прибором «Н 307/2».

После охлаждения в образцах NaCl наблюдали трещины по плоскости (010). Растрескивание кристалла происходило в области под фольгой. На поверхностях, образующихся при растрескивании обнаружены множественные ступени скола. Кроме того наблюдается диффузия металла в кристалле преимущественно в направлении (110) и сопровождается образованием микроскопических каналов.

Появление трещин связано с тем, что Fe и Al имеют размеры радиусов ионов меньше чем Na. В результате диффузии под действием электрического поля и одновременного нагрева происходит замещение ионов Na, что приводит к смещению ионов Cl и как следствие возникновению растягивающих напряжений.

При измерении твердости исследуемых кристаллов по методу Виккерса было обнаружено увеличение микротвердости легированных кристаллов, что связано с внедрением атомов металлов в кристаллическую решетку. Увеличение микротвердости кристаллов NaCl, легированных Al, составило 76 %, для NaCl, легированных свинцом, – 52 % по отношению к кристаллам NaCl, не подвергавшимся обработке.

1. Карьев Л.Г., Федоров В.А., Мексичев О.А. Аккумуляция электрического заряда у поверхности ионных кристаллов при нагреве в электрическом поле. Физика и химия обработки материалов, 2002, №5, с. 87-89.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-00454-а)

НЕРАВНОВЕСНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВАННЫ РАСПЛАВА В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ

О.Н. Крюкова, А.Г. Князева

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
okruk@ms.tsc.ru*

Одним из наиболее эффективных методов упрочнения поверхности является наплавка с использованием концентрированных источников энергии – электрической дуги, лазерного и электронного излучения. Метод легирования металлов при электродуговой наплавке активно внедряется в разных странах, хотя ее применению препятствуют значительные потери энергии вследствие отражения излучения обрабатываемым объектом. В последние годы широкое развитие получили электронно-лучевые технологии закалки и наплавки поверхностных слоев металлов и сплавов. Новым методом упрочнения поверхности является поверхностная наплавка и легирование на воздухе в пучке высокоэнергетических релятивистских электронов. Подобная технология реализуется с использованием разработанных в ИЯФ СО РАН электронных ускорителей, обеспечивающих возможность расплавления практически любых материалов [1]. Большинство известных теоретических работ в данной области посвящено анализу полей температуры в зоне воздействия электронного луча. Роль всевозможных физико-химических процессов сводится лишь к изменению величины эффективного источника за счет введения поправочных коэффициентов. На самом деле различные физико-химические процессы, протекающие совместно в неравновесных условиях, непосредственно влияют на динамику температурного поля. Их включение в математические модели, наряду с учетом геометрических особенностей обрабатываемых деталей, открывает новые возможности для управления технологическими процессами и их стадиями с целью получения заданных свойств материалов.

В данной работе предложена модель обработки поверхности с использованием потока релятивистских электронов. В простейшем варианте модели учтено, что на температуре плавления (кристаллизации) сказываются частицы, попавшие в расплав из шлаков. Они же являются дополнительными центрами кристаллизации. Это качественно соответствует данным эксперимента.

В усовершенствованном варианте модели учтено, что при кристаллизации в процессе остывании могут образовываться кристаллы разных типов. Формированию кристаллов разной структуры (формы) в модели соответствуют различные формально-кинетические параметры. В условиях неравновесной кристаллизации форма и размер растущих кристаллов неоднородны по объему образца и существенно зависят от технологических параметров: плотности потока энергии, скорости движения детали, геометрии образца, что и приводит к неоднородной структуре поверхностного слоя.

1. Голковский М.Г. Расчёт температурных полей и формирование структуры и свойств поверхностных слоёв металлов и сплавов при облучении пучком релятивистских электронов // Диссертация на соискание ученой степени к.ф.-м.н., Томск. 2006. – 277 с.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Л.А. Мальцева, Н.Н. Озерец, Н.Г. Россина, Т.В. Мальцева, В.А. Шарапова

ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ имени
первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, mla@mtf.ustu.ru

Применяемые в настоящее время для упругих элементов стали аустенитного класса типа 12X18H10T, уже не могут в полной мере соответствовать растущим требованиям. Они имеют недостаточный уровень механических свойств и коррозионной стойкости, а также не обладают хорошей технологичностью, что особенно важно при производстве проволоки тонких сечений. Целью настоящей работы была разработка новых сталей с более высоким уровнем прочностных свойств, более высокой технологичностью, пластичностью и достаточно высокой коррозионной стойкостью.

В настоящее время разработан ряд высокопрочных и теплостойких сталей на Fe-Cr-Ni основе дополнительно легированных в различных комбинациях кобальтом, молибденом, титаном и алюминием и кремнием. Общей особенностью этих сталей является то, что они все практически безуглеродистые и их матрицы после закалки представляют собой пластичный γ -твердый раствор, сохраняющийся при охлаждении вплоть до минус 196° С. На электронных микрофотографиях всех исследуемых аустенитных сталей наблюдалась высокая плотность дислокаций и протяженные дефекты упаковки, что свидетельствует о низкой энергии дефекта упаковки в них. Несмотря на значительные различия в степени легированности, проволока из исследуемых сталей в закаленном состоянии, имеет невысокие значения временного сопротивления разрыву (в пределах от 450-550 МПа), при этом величина относительного сужения (ψ) составляет порядка 70-80 %.

Необходимым условием оптимизации режимов термопластической обработки этих сталей, являются достаточно детальные представления о процессах фазовых и структурных изменениях, происходящих в исследуемых сталях при предварительной термической обработке, деформации и последующем последеформационном старении. Старение закаленных аустенитных сталей протекает слабо, вызывая незначительное изменение механических свойств. Упрочнение закаленных сталей колеблется в пределах 20-40 HV и, поэтому с точки зрения отработки технологических режимов большого интереса не представляет. Электронно-микроскопические исследования показали стабильность аустенита исследуемых сталей по отношению к распаду и нестабильность всех изучаемых сталей к $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению при деформации. Образование мартенсита деформации и связанного с ним трип-эффекта определяло высокую пластичность аустенитных сталей, что позволило проводить волочение с высокими суммарными степенями обжатия. Прирост прочностных свойств при деформации имеет существенный разброс. Количество образовавшегося мартенсита деформации колеблется от 40 до 70 %, а временное сопротивление разрыву от 1300 до 1980 МПа при одной и той же величине суммарной деформации. Последеформационное старение сталей легированных Ti и Al приводит к дополнительному существенному повышению прочностных свойств. Результаты коррозионных испытаний показали, что исследуемые стали, не уступают по коррозионной стойкости промышленной стали 12X18H10T.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08X15H5D2T

Т.М. Махнева

Институт прикладной механики УрО РАН, г. Ижевск
mah@udman.ru

В последние десятилетия имеются значительные успехи в области интенсивного воздействия на материал различными способами и, в частности, ИПД. Проведено исследование влияния ИПД на фазовые превращения при нагреве в к низкоуглеродистой мартенситностарееющей стали 08X15H5D2T.

ИПД формирует в исследуемой стали мелкозернистую структуру α -мартенсита с размером зерна $9\div 10$ нм. После закалки с температуры 1000°C структура стали двухфазная: α -мартенсит и $\gamma_{\text{ост}}$. Количество $\gamma_{\text{ост}}$ составляет $\sim 30\%$, и это в 3 раза выше, чем в массивных образцах при аналогичной температуре закалки.

При исследовании фазовых превращений при нагреве закаленных фольг было установлено, что во время изотермической выдержки в интервале температур $375^{\circ}\text{C} - 475^{\circ}\text{C}$ наряду с процессами отпуска и старения образуется “обратный” аустенит, количество и устойчивость которого зависят от температуры старения, продолжительности выдержки и изменяется через максимум.

Исследование кинетики $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения позволило выявить условия наибольшей полноты распада $\gamma_{\text{ост}}$. При температурах старения $400^{\circ}\text{C} - 425^{\circ}\text{C}$ этот процесс заканчивается к 1 ч выдержки, не достигая завершения, а при 475°C $\gamma_{\text{ост}}$ почти полностью распадается к 15 мин. Образование же “обратного” аустенита в области температур старения подчиняется закономерностям $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при медленном нагреве или в изотермических условиях.

Снижение критических температур по данным ЯГР и магнитной восприимчивости составило при $V_{\text{нагр.}} = 100^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ и 1 ч выдержки ~ 200 градусов. Максимальная (50-70%) стабилизация “обратного” аустенита получена при 425°C за 3 ч.

Проведенный анализ возможных причин, способствующих снижению критических точек A_n и A_k $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и, как следствие, образованию “обратного” аустенита при температурах старения показал, что наиболее вероятными считаются: высокая скорость нагрева, нанозерно, присутствие нераспавшегося аустенита закалки и химическая неоднородность α -матрицы по Cr и Ni.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

С.А.Никулин, С.В. Добаткин, В.И. Копылов, С.О.Рогачев

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»
nikuln@misis.ru

В работе изучены структура и свойства промышленных циркониевых сплавов Zr-2,5%Nb и Zr-1%Nb-0,3%Fe-1,2%Sn после интенсивной пластической деформации кручением под гидростатическим давлением (КГД) 4 ГПа при комнатной температуре с $N=5$ (оборотов), что соответствует истинной деформации ~ 6 , и их термическая стабильность при последующем нагреве в вакууме до температуры 550 °С (выдержка 1 час, охлаждение на воздухе).

КГД осуществляли на сплавах в двух состояниях: сплав Zr-2,5%Nb после закалки из однофазной области (920 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде) и двухфазной области (860 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде); сплав Zr-1%Nb-0,3%Fe-1,2%Sn после закалки из однофазной β -области (950 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде) и двухфазной области (860 °С, выдержка 30 мин, охлаждение в воде).

Однородность деформации проверяли путем измерения микротвердости по Виккерсу образцов на двух взаимно-перпендикулярных диаметрах. Для установления зависимости изменения микротвердости от центра к краю образца измерения проводили в нескольких точках: в центре образца, на расстоянии 2,5 мм от центра образца и на расстоянии 1 мм от края образца. Интенсивная пластическая деформация кручением под гидростатическим давлением (КГД) сплавов Zr-2,5%Nb и Zr-1%Nb-0,3%Fe-1,2%Sn приводит к структуре с примерно одинаковым размером зерен в наноразмерном диапазоне. Меньшие значения размеров зерен наблюдали при исходной структуре, закаленной из двухфазной области, по сравнению с закаленной из однофазной области структурой: 20–30 нм и 40–50 нм, соответственно.

Показано, что микротвердость обоих сплавов после КГД повышается в 2,0–2,5 раза. Причем это повышение выше в сплавах с исходно закаленной из однофазной области структурой за счет большего пересыщения твердого раствора и несмотря на несколько больший размер зерна.

Нагрев на 350 °С (выдержка 1 час) приводит к незначительному росту зерна в нанокристаллической матрице, причем меньший размер зерна 40–60 нм соответствует сплавам, исходно закаленным из двухфазной области, по сравнению с закаленными из однофазной области, где размер зерна после КГД составил 70–80 нм. Деформационное упрочнение сплавов Zr-2,5%Nb и Zr-1%Nb-0,3%Fe-1,2%Sn после КГД сохраняется при нагреве до температур 350–400 °С за счет выделения частиц β_{Nb} и несмотря на некоторый рост зерен. Выявлено прохождение $\alpha'_{Zr} \rightarrow \omega_{Zr}$ превращения в ходе КГД сплава Zr-2,5%Nb. Обратное превращение $\omega_{Zr} \rightarrow \alpha_{Zr}$ происходит при нагреве.

Работа поддержана грантом РФФИ №08-03-90020-Бел_а.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ИНТЕНСИВНОГО β - ОБЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ И ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ЛЕНТ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Г.В. Новиков, Д.С. Мясоедов, А.В. Чиванов, В.А. Федоров, М.Г. Ковалева.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина
feodorov@tsu.tmb.ru

Исследование стабильности аморфных и нанокристаллических материалов, особенностей их кристаллизации при различных внешних воздействиях имеет важное фундаментальное и практическое значение.

Цель работы: установить влияние низкоэнергетического β -облучения на изменение свойств тонких лент аморфных и нанокристаллических сплавов, путем измерения микротвердости, на процессы кристаллизации поверхностей тонких лент, а также на морфологические особенности их поверхностей.

Для проведения исследований использовали ленты аморфного сплава на основе Со (80%) и нанокристаллического сплава на основе Fe (73,5%). Энергия β -частиц составляла 75 кэВ. Облучению подвергали обе поверхности лент: контактную и неконтактную. Микротвердость образцов определяли по стандартной методике Виккерса. Морфологию поверхности фиксировали при помощи оптического микроскопа.

Исследования показали, что микротвердость всех образцов монотонно увеличивается по мере приближения к области воздействия пучка. О характере структурных превращений судили по морфологическим особенностям деформации и разрушения сплавов в зоне воздействия индентора.

В данной работе наблюдали зеренную и дендритную кристаллизации поверхности в нанокристаллическом сплаве на основе Fe на контактной и зеренный тип кристаллизации у аморфного сплава на основе Со с неконтактной стороны. Обнаружен рост нано-, и микрокристаллов, которые образовывались в зоне действия сфокусированного пучка электронов.

На поверхности сплавов в результате воздействия сфокусированного пучка электронов наблюдали образование пленки. Спектральный анализ образцов показал что атомный состав пленки и образца идентичен. Исследуя образцы с помощью растрового микроскопа, было установлено, что толщина пленки колеблется в пределах $\sim 0,1 \div 0,35$ мкм.

Установлены морфологические особенности макрокартин деформирования и разрушения ленточных образцов аморфных и нанокристаллических сплавов, подвергнутых обработке электронами, в зависимости от величины прикладываемой нагрузки и времени облучения.

Исследование макрокартин деформирования и разрушения аморфных и нанокристаллических сплавов позволяет судить о температурах нагрева и протекающих превращений в тех или иных областях, в силу их подобия картинам разрушения и деформирования, полученных при регламентированном печном отжиге.

Исследования проведены с использованием оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов».

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514 р_центр_а)

ОБРАЗОВАНИЕ И РОСТ ЦЕНТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛЕ

А.М. Овруцкий, А.С. Прохода, В.С. Удовенко

Днепропетровский национальный университет
a-prokhoda@mail.ru

Структура нанокристаллов в значительной мере определяется соотношением их объемной и поверхностной части. При изучении структуры нанокристаллов разного размера по результатам моделирования методом молекулярной динамики нами [1] показано, что структура малых нанокристаллов очень не совершенна и изменчива. Поэтому даже установление факта возникновения центра кристаллизации затруднено. В настоящей работе изучено возникновение и рост центров кристаллизации при отжиге аморфного металла с использованием разработанных нами специальных методик – построение локальных усредненных по времени парных функций распределения атомов (ЛПФРРА), выделение атомов, имеющих ближайшее окружение (с усредненными за несколько полных колебаний атомов координатами), характерное для определенной кристаллической структуры. Исследование проведено для железа с применением двух отличающихся потенциалов межатомного взаимодействия – сглаженного и осциллирующего, обуславливающих преимущественное появление либо ГЦК либо ОЦК фазы [1]. Однако проблема достоверности используемых потенциалов межатомного взаимодействия до сих пор нерешена. Изучались вытянутые образцы со свободной поверхностью. Периодические условия задавались только по одной оси, что облегчало изучение кинетики роста нанокристаллов и определение диффузионной подвижности атомов. Появление центров кристаллизации фиксировалось как визуально по изображению атомов, так и путем рассмотрения ЛПФРРА из прошлого.

Времена ожидания появления первых и последующих центров кристаллизации при отжигах аморфного материала существенно зависят от скоростей закалки из жидкой фазы при его получении и скорости нагрева до температуры отжига. Минимальные размеры центров кристаллизации наблюдаемые визуально и по локальным усредненным по времени ПФРРА составляли ~ 60–90 атомов, что больше размеров, рассчитываемых согласно классической теории зарождения для соответствующих условий. Изучены зависимости размеров центров кристаллизации от времени и зависимости скорости роста от размера. Проведен их анализ с учетом возможной зависимости разности химических потенциалов двух фаз $\Delta\mu$ и поверхностного натяжения от размера центров кристаллизации. Определены коэффициенты объемной и поверхностной диффузии железа в аморфной фазе для нескольких температур и проведено их сопоставление с величиной кинетического коэффициента, найденного по скорости роста сравнительно больших кристаллов. Зависимости скорости роста и скорости зародышеобразования кристаллов от величины переохлаждения, построенные для разных потенциалов межатомного взаимодействия, позволяют объяснить найденные по результатам моделирования различия в характере кристаллизации.

[1] Овруцкий А.М., Прохода А.С. Кристаллография. – 2009. – Т.54, №3. – С. 537 – 543.

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ИЗМЕНЯЮЩЕЙСЯ ЭНЕРГИИ УДАРА

С.П. Ошкадеров, П.Ю. Волосевич, А.В. Маринкевич

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев

Oshkad@imp.kiev.ua

На листовых образцах стали (40Х4МГ2) после различных режимов прокатки с помощью методов оптической и сканирующей электронной микроскопии изучены особенности структуры образцов и их роль в формировании поверхностей разрушения в зависимости от величины энергии воздействия при ударных испытаниях. Установлена связь между структурой материала, величиной энергии воздействия и характером разрушения образцов. Продемонстрировано, что увеличение энергии воздействия в импульсе сопровождается сменой характера формирования и механизма распространения трещины от вязкого до вязко-хрупкого с последующим переходом к бесструктурному сколу, основными признаками которого является, практически, полное отсутствие на поверхностях раскрывшихся трещин проявлений кристаллографических и размерных особенностей, связанных с разориентацией элементов структуры. Предложена обобщенная схема изменения характера разрушения от структуры и энергии взаимодействия, из которой следует, что проявление признаков слоистости, обнаруживающихся в структуре листового проката при металлографическом анализе, сопровождается увеличением интервала вязкого разрушения за счет смещения границ хрупко-вязкого перехода в область более высоких значений энергий воздействия (рис.1).

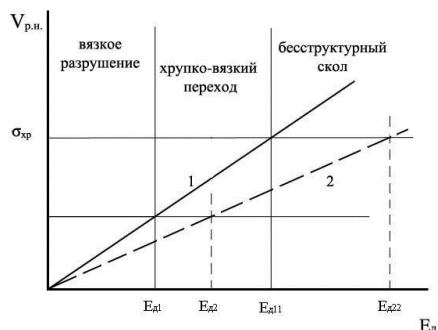


Рис.1 Схема изменения скорости роста напряжений ($V_{р.н.}$), энергии диссипации (E_d) и границ интервала хрупко-вязкого перехода в условиях ударного воздействия на листовой прокат, при отсутствии и наличии в нем слоистой структуры (зависимости 1 и 2 соответственно).

Сделан вывод о том, что этот процесс обусловлен растущими релаксационными возможностями листового проката по мере усиления эффекта многослойности (слоистости), ведущего к увеличению диссипации энергии удара на новых элементах структуры. Изменение характера величины энергии диссипации для двух видов образцов представлено соответствующими функциональными зависимостями: $E_{д1} = f(t, s_b, \sigma_p, d)$ – для состояния в отсутствии слоистости и $E_{д2} = f(t, s_b, \sigma_p, d) + nE_c$ – при её наличии. При этом $E_{д1} < E_{д2}$, а t – толщина проката, s_b – площадь взаимодействия, σ_p – напряжение разрушения, d – структурный параметр (размер зерна, пакета мартенсита и т.п.), E_c – величина энергии диссипации на слое, n – число слоев. E_c также как и $E_{д1}$ является функцией $f(t_c, s_{bc}, \sigma_{pc}, d_c)$ где параметры в скобках характеризуют особенности структуры и свойств слоя.

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ

А.Е. Перекос, Г.И. Прокопенко, Б.Н. Мордюк, Т.В. Ефимова,
А.Д. Рудь, Л.И. Иващук, А.М. Лахник, Т.В. Ружицкая

Институт металлофизики НАН Украины, г. Киев

perekos@ukr.net

Магнитные свойства нанокристаллических материалов вызывают большой научный и практический интерес в связи с обнаружением в этих материалах различных размерных эффектов и широкими перспективами их практического использования в разных областях науки и техники.

Для получения нанокристаллических материалов часто используют методы, основанные на интенсивном механическом воздействии на обрабатываемый материал. Одним из таких методов является метод механической обработки в шаровых мельницах различного типа. Однако, при больших временах механической обработки, необходимых для получения нанокристаллических материалов в шаровых мельницах, может происходить проникновение в обрабатываемый материал атомов металлов, из которых изготовлены детали шаровой мельницы, и примесей кислорода, углерода и водорода, которые часто входят в состав рабочей среды, в которой осуществляется процесс измельчения.

С целью уменьшения времени механической обработки в настоящей работе для получения нанокристаллического никеля использовали шаровую мельницу, в рабочую камеру которой дополнительно вводили ультразвуковые колебания, а сам процесс диспергирования проводили при наложении переменного магнитного поля. В качестве рабочей среды использовали этиловый спирт, время диспергирования изменяли от 1 до 30 часов. Дифрактометрические исследования проводили на рентгеновском дифрактометре HZG-4 с использованием $\text{Cu K}\alpha$ – излучения. Магнитные измерения осуществляли с использованием баллистического магнитометра в диапазоне полей до 800 кА/м и интервале температур 77 – 650 К. Размеры областей когерентного рассеивания (ОКР) и микронапряжения в порошках определяли методом аппроксимации по Вильямсона-Холла. Размеры частиц и их агрегатов определяли на сканирующем электронном микроскопе «KEMSCAN».

Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что структурное состояние и магнитные свойства порошков никеля, обработанных в шаровой мельнице, претерпевают существенные изменения. Было показано, что по мере увеличения времени механической обработки одновременно с уменьшением намагниченности насыщения происходит уменьшение размеров ОКР, а также увеличение микронапряжений и параметра кристаллической решетки никеля. Установлено, что уменьшение размеров ОКР и увеличение микронапряжений обусловлены прямым механическим воздействием на обрабатываемый материал, которое приводит к значительному дроблению микроструктуры и увеличению плотности дефектов кристаллического строения. В отличие от этого изменения параметра решетки никеля и его намагниченности насыщения обусловлены, главным образом, влиянием примесей водорода, углерода и кислорода, входящими в состав рабочей среды и проникающими в частицы порошков в процессе их механической обработки.

НИЗКОМОДУЛЬНЫЕ БЕЗНИКЕЛЕВЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ TiNbTa ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

М.И. Петржик

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»
petrzhik@shs.misis.ru

Традиционно используемые для медицинских имплантатов металлические материалы (нержавеющие стали, сплавы на основе Ni, Co, Ti) резко отличаются по механическим свойствам от костной ткани, что приводит при их применении к нарушению механико-биологического равновесия в организме человека. Эта проблема может быть решена при применении костных металлических низкомодульных имплантатов, проявляющих эффект памяти формы (ЭПФ) и псевдупругости (ПУ). Преимущества такого подхода были продемонстрированы при использовании сплавов на основе никелида титана [1-2]. Однако применение сплавов Ti-Ni ограничено наличием в них токсичного никеля, а также сложной технологией обработки и получения изделий с заданными свойствами.

ЭПФ и ПУ проявляют также сплавы - твердые растворы титана, которые более технологичны и не содержат токсичных элементов, например Ti-Nb-Ta [3]. Каждый из этих элементов биосовместим с тканями человеческого тела. В определенном концентрационном интервале сплавы имеют наноразмерную структуру после термической и термомеханической обработки и проявляют ЭПФ и ПУ; они обладают низким значением модуля упругости, что обусловлено протеканием мартенситного превращения (МП) ОЦК ↔ ромбический α' -мартенсит, температура которого понижается при увеличении концентрации (Nb+Ta) [4].

Необходимым условием проявления ЭПФ и ПУ при МП является упорядоченное расположение атомов в решетке высокотемпературной фазы (как в TiNi) или преимущественная ориентировка кристаллитов в сплавах на основе твердых растворов. Свойства продуктов МП в сплавах Ti-Ta-Nb были изучены методами термического и рентгеноструктурного анализа, определения модулей упругости и измерительного индентирования. Установлено, что реализация ЭПФ и ПУ проходит при достижении мартенситом предельных значений ромбического искажения $R=\sqrt{3}a/b$ ячейки ромбического α' -мартенсита и модуля Юнга (около 1,16 и 60 ГПа, соответственно).

1. V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault, F. Trochu. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Application. Montreal: ETS Publ., 2003, 851 p.

2. В.Г. Пушин, С.Д. Прокошкин, Р.З. Валиев и др. Сплавы никелида титана с памятью формы. Часть 1. Екатеринбург: Уро РАН, 2006, 439 с.

3. М.И. Петржик и др. Псевдоупругий биосовместимый функционально-градиентный материал для костных имплантатов и способ его получения. Патент РФ на изобретение №2302261, опубл. 10.07.2007 бюл.№19.

4. M.I. Petrzhik, S.G.Fedotov. Thermal stability and dynamics of martensitic structure in Ti-(Ta,Nb) alloys, Proc. XVI Conf. on Applied Crystallography, 1995, World Sci.Pbl., p. 273.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd

Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, Н.И. Никитина,
И.Е. Тарытина, И.Г. Королькова

*Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и
материаловедения им. А.А.Байкова РАН, г.Москва*
rokhlin@ultra.imet.ac.ru, dobat@ultra.imet.ac.ru

Изучали свойства высокопрочного магниевого сплава на основе системы Mg-Y-Gd состава: 4,71%Y, 4,58%Gd, 0,31%Zr, ост. Mg. Сплавы подобного состава характеризуются высоким эффектом упрочнения при старении и высокой прочностью при комнатной и повышенных (до 300°C) температурах*).

Исследования проводили на плите сечением 200x40 мм², полученной путем горячего прессования слитка сплава со степенью деформации около 90%. Распад пересыщенного твердого раствора изучали методами измерения удельного электросопротивления и твердости в процессе старения сплава при температурах 175, 200, 225 и 250°C в течение времени до 128 часов. Механические свойства сплава определяли при комнатной и повышенных (200, 250, 300 и 350°C) температурах в долевом и поперечном направлениях в горячепрессованном и состаренном состояниях.

На кривых изменения удельного электросопротивления и твердости в процессе старения наблюдали инкубационный период (~ до 10 часов), когда электросопротивление и твердость изменялись незначительно. При дальнейшем увеличении продолжительности старения удельное электросопротивление сплавов уменьшалось, а твердость увеличивалась. Наибольший прирост твердости (283 МПа) сплав имел после старения при температуре 200°C. На основании проведенных исследований был выбран режим старения: 200°C, 24 часа.

В результате старения прочностные свойства (σ_B и $\sigma_{0,2}$) сплава значительно возрастали. Предел прочности сплава при комнатной температуре увеличился в долевом направлении на 77 МПа и составил 399 МПа при относительном удлинении 6%, а в поперечном на 75 МПа и составил 371 МПа при относительном удлинении 5,1%. Предел текучести увеличился соответственно на 85 и 55 МПа и составил 316 и 281 МПа.

Исследование свойств сплава при повышенных температурах показало, что при повышении температуры испытания до 250°C прочностные свойства сплава сохраняются на высоком уровне и при температуре испытания 250°C предел прочности равен 314 МПа, предел текучести 272 МПа в долевом направлении и соответственно 283 и 247 МПа в поперечном направлении. Далее с повышением температуры испытания прочностные свойства резко снижаются, но и при температуре 300°C остаются достаточно высокими: предел прочности составляет 165 МПа, предел текучести 141 МПа в долевом направлении и 145 и 122 МПа в поперечном направлении соответственно.

*) Авт. Св-во СССР №1010880. Сплав на основе магния. Б.И. 1997, №29, ч.2, с.439.

ДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ РАЗУПРОЧНЕНИЯ В ПОРОШКОВЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ

Л.А. Рябичева, О.П. Гапонова

Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск
ryabic@gmail.ua

Пластическое поведение материалов при горячей и полугорячей деформации порошковых пористых материалов определяется структурообразованием, что влияет на изменение силовых и кинематических параметров деформирования. Поэтому важным остается решение взаимосвязи параметров деформирования и структурообразования. Этот вопрос достаточно полно решался при деформировании компактных материалов. Известно, что на параметры структурообразования влияют температура, скорость и степень деформации, которые обуславливают механизм разупрочняющих процессов. Экспериментально и теоретически исследовано, что при малых степенях деформации и низких температурах пластичность материала обуславливают динамический возврат и полигонизации, с ростом температуры и степени деформации рост пластичности связывается с кинетикой динамической рекристаллизации. Увеличение скорости деформации приводит к росту сопротивления деформированию, снижению пластичности вследствие интенсификации процессов упрочнения. Очевидно, в порошковом пористом материале в твердой фазе можно наблюдать те же процессы динамического разупрочнения. Однако наличие фазы пор должно оказывать влияние на кинетику разупрочняющих процессов.

Целью данной работы является анализ кинетики разупрочняющих процессов, проходящих в порошковом пористом материале при деформировании в области повышенных температур, и определение взаимосвязи параметров деформирования и структурообразования.

На основании дислокационных представлений пластического деформирования пористых тел и теории пластичности разработана математическая модель, связывающие основные параметры деформации и структурные характеристики твердой фазы пористого тела, которые использованы для оценки энергии активации динамического разупрочнения при деформировании в интервале повышенных температур. Выполнена оценка зависимости осевого напряжения и накопленной деформации в функции от обратной температуры при осадке пористых тел из медно-титанового порошка.

Показано, что на энергию активации твердой фазы пористого тела оказывает влияние пористость. Полученные зависимости осевого напряжения и накопленной деформации в функции от обратной температуры позволяют оценить величину энергии активации. Наибольшая величина энергии активации получена при пористости 5%. Наличие пор тормозит развитие динамического разупрочнения, что подтверждается экспериментальными исследованиями. При высокотемпературной деформации на стадии разупрочнения за счет динамической рекристаллизации энергия активации составляет 2,6 эВ при пористости 5% и 2,1 эВ при пористости 10%.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ НАПЫЛЕННЫХ ПЛЕНОК Fe-Pt

С.И. Рябцев, В.Ф. Башев, Ф.Ф. Доценко, В.Н. Гудзенко, П.А. Евдокимов.

Днепропетровский национальный университет

siryabts@mail.ru

К числу потенциально привлекательных сплавов с улучшенными магнитными свойствами можно отнести большую группу тонкопленочных сплавов, в состав которых сплавов входят как ферромагнитные элементы (Co, Ni, Fe), так и парамагнитные элементы, например, Sn, Mg, Pt и т.д. Такие сплавы перспективны с точки зрения разработки миниатюрных магнитов и устройств для магнитной записи информации повышенной плотности.

Цель данной работы заключалась: 1) в исследовании фазового состава пленок Fe-(21-90) ат.% Pt в свеженапыленном состоянии и после термообработок; 2) изучении физических свойств пленок, полученных модернизированным методом трехэлектродного ионно-плазменного распыления [1].

Сплавы Fe-Pt отвечают типу диаграмм с открытой γ -фазовой областью. При понижении температуры в области твердого раствора образуется три упорядоченные фазы Fe_3Pt (γ_1) при 740 °C, FePt (γ_2) при 1300 °C, FePt_3 (γ_3) при 1350 °C со следующими областями гомогенности: γ_1 - 19-33 ат. %Pt, γ_2 - 35-59 ат. %Pt, γ_3 - 59-83 ат. %Pt при 600 °C.

После закалки из парообразного состояния фазовый состав свеженапыленных пленок характеризовался образованием одной рентгеноаморфной фазы в области 11-21% Pt, и смесью двух рентгеноаморфных фаз в области 25-31% Pt.

Установлены границы термической устойчивости полученных метастабильных структур. Фазовые превращения в пленках начинаются при температуре 620 °C для сплава Fe+11 ат.%Pt, 320 °C - для Fe+21 ат.%Pt, 310 °C - для пленки Fe+31 ат.%Pt. Дальнейшее увеличение содержания Pt от 30% до 90% приводит к повышению температуры начала фазовых превращений от 390 °C до 540 °C.

Установлено, что выдержка пленок Fe+21% Pt при комнатной температуре в течение 4 месяцев сопровождается процессом распада аморфной фазы и изменением размеров области когерентного рассеяния (ОКР) с 1,2 до 3,6 нм. Нахождение этих пленок при комнатной температуре в течение 2,5 лет приводит к полному распаду аморфной фазы и появлению фазы FePt с размером ОКР 4,3 нм и периодом решетки $a=0,3789$ нм.

Термический коэффициент сопротивления увеличивается с содержанием Pt в сплаве в пределах от $6,5 \times 10^{-4}$ до $18,8 \times 10^{-4} \text{ K}^{-1}$ в промежутке концентраций от 11 до 21 % Pt.

Установлено, что коэрцитивная сила возрастает более чем в 10 раз после нагрева свеженапыленных пленок, достигая максимума в 36 кА/м в пленках Fe-43%Pt. По своим магнитным характеристикам исследованные пленки превосходят промышленные постоянные магниты типа АЛНИ и АЛНИКО.

1. Башев В.Ф. Мирошниченко И.С., Доценко Ф.Ф. Структура и электрические свойства пленок Ag-W в метастабильных состояниях.-ФММ.-1992.- т. 78.-№ 2.-с-66-73.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

С.И. Сидоренко, Е.В. Иващенко, Г.Г. Лобачова

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»
ivashchenko@kpm.ntu-kpi.kiev.ua*

Улучшения эксплуатационных характеристик поверхности деталей машин и кромок режущего инструмента можно достичь, используя метод электроискрового легирования (ЭИЛ).

При ЭИЛ осуществляется процесс электротермомеханической обработки, поскольку вибрирующий легирующий электрод (анод) периодически осуществляет ударную обработку поверхности детали (катода) в условиях разогрева до высокой температуры поверхностных участков электродов, который обусловлен предшествующим искровым разрядом и кратковременным прохождением тока короткого замыкания. Такое термомеханическое воздействие существенно влияет на процессы формирования структуры легированного слоя, фазовый состав, образование и распределение дислокаций, возникновение локальных областей внутренних напряжений. Перечисленные факторы также влияют на диффузию легирующих элементов и элементов внедрения (азота, углерода) из межэлектродной среды в легированный слой и материал матрицы.

Целью работы является установление влияния термомеханического воздействия на формирование поверхностных легированных слоев, образующихся на железе в процессе электроискрового легирования титаном, цирконием и хромом.

В работе использовалась комплексная методика исследования, включающая микроструктурный, микродюрOMETрический, фазовый рентгеноструктурный анализ и метод радиоактивных изотопов (метод снятия слоев).

Результаты проведенных исследований свидетельствуют о повышении поверхностной микротвердости при ЭИЛ в различных углеродосодержащих средах до 4 – 10 ГПа. Фазовым рентгеновским анализом в легированном слое выявлены карбидные и интерметаллидные фазы. При ЭИЛ в пропан бутане: Zr, ZrC (Zr-анод); α -Ti, Fe₂Ti, TiC (Ti-анод); Cr₃C₂, FeCr (Cr-анод); при ЭИЛ в керосине: α -Fe, Zr, ZrC (Zr-анод); α -Fe, α -Ti, Fe₂Ti (Ti-анод); Cr, Cr₇C₃, FeCr (Cr-анод). Методом снятия слоев с использованием радиоактивного изотопа ⁶³Ni изучен характер распределения атомов элементов легирующих электродов и атомов материала матрицы (Fe). Результаты исследования свидетельствуют о том, что распределение ⁶³Ni существенно зависит от природы легирующего элемента. Проникновение изотопа происходит в результате диффузионных процессов под воздействием высокоскоростного нагрева и охлаждения в условиях импульсного воздействия высоких температур и давлений, которые приводят к возникновению волны высоких термических напряжений, а, следовательно, движению дислокаций. Эти процессы приводят к повышению поверхностной микротвердости подслоя.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА ПОВЕРХНОСТЬ СПЛАВА Fe + 1% Ti ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ В ЖИДКОЙ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЮЩЕЙ СРЕДЕ

С.И. Сидоренко, Е.В. Ивашенко, Н.В. Марченко

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»
marchenko@kpm.ntu-kpi.kiev.ua*

Повышение надёжности и долговечности деталей машин, аппаратов и элементов конструкций – одна из важнейших задач современного металловедения. Использование лазерной обработки для поверхностного упрочнения материалов перспективно в связи с возможностью создания в поверхностных слоях необычных фазовых и структурных состояний.

Целью работы было исследование структуры, фазового состава и свойств поверхностного слоя после термомеханического воздействия, обусловленного импульсной лазерной обработкой в жидкой углеродсодержащей атмосфере (керосине) модельного сплава железа с 1 % титана (по массе).

Термомеханическое воздействие на поверхность сплава происходит в результате действия ударной волны, возникающей в результате резкого испарения жидкого углеводорода и образования плазменного облака при действии лазерного импульса с высокой плотностью мощности.

Лазерная обработка проводилась на импульсной лазерной установке “Квант-10” с активным элементом из стекла с неодимом, работающей в режиме свободной генерации. Длина волны излучения $\lambda = 1,06$ мкм, энергия излучения 15-25 Дж, длительность-5 мс, плотность мощности импульса излучения изменялась дефокусировкой нагреваемого пятна от $W_p = 1,7$ ГВт/м² до 6,2 ГВт/м². В специально изготовленную камеру подавали газ – азот и насыщающую среду – жидкий углеводород (керосин).

Использовалась комплексная методика исследований, включающая микроструктурный, рентгеноструктурный и микродюрометрический анализы.

Обработка сплава Fe + 1 мас. % Ti в атмосфере азота приводит к повышению микротвердости ЗЛВ до 5 ГПа, что может быть связано с насыщением α -твердого раствора азотом.

Добавление в состав насыщающей среды керосина - приводит к увеличению микротвердости ЗЛВ до 9,4 ГПа при $W_p = 1,7$ ГВт/м², а при $W_p = 6,2$ ГВт/м² до – 6,5 ГПа, и увеличению её протяженности до 0,35 мм.

На рентгенограммах, полученных от зон термического воздействия излучения наряду с очень размытыми линиями α -фазы, отмечаются слабые линии γ -фазы. Содержание аустенита около 5 %. Это свидетельствует о насыщении α -фазы углеродом и протекании процесса закалки.

Термомеханическое воздействие приводит к интенсификации процессов адсорбции и диффузии атомов углерода и азота в образце, а также к возникновению дислокаций, которые способствуют образованию мелкодисперсных карбонитридов титана и к повышению микротвердости ЗЛВ.

МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ ДЛЯ ПРОГНОЗА ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Э.А. Соколовская, А.М. Арсенкин, С.В. Скородумов, К.А. Удод, А.Г. Шумских

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов», sokolovskaya@misis.ru

Основной причиной разброса качества конструкционных сталей является структурная неоднородность. Поэтому одной из ключевых задач материаловедения является предсказание свойств неоднородной структуры из описания её микроскопических составляющих и механизмов их разрушения. В связи с этим развиваются методы оценки неоднородности разномасштабных структур.

К ним относятся, в частности, дендритные рисунки различной природы, неметаллические включения (НВ) различной морфологии и разнообразные микроструктуры. Их обычно наблюдают с помощью систем анализа изображений (микроскоп – цифровая камера – компьютер). Сопоставимость результатов достигается лишь при едином алгоритме и параметрах настройки для распознавания границы элементов структуры. Поэтому разрабатываются алгоритмы автоматической идентификации границ составляющих структуры, например, для каждого типа НВ выбирается свой уровень бинаризации [1]. Для выделения дендритного рисунка оптимальным оказалось построение логарифмической С-образной зависимости площади F дендритов от их периметра P , полученной последовательным изменением порога бинаризации [2]. Для «носа» кривой наблюдалось совпадение контурной карты изображения с исходным.

Развиваются и процедуры обработки изображений, например, меру скученности включений предложено оценивать по статистике расстояний между центрами ближайших частиц, которые выделяют, разбив пространство на полиэдры Вороного [1].

Однако выявить структурную неоднородность металлографическими методами удаётся не всегда. Если её роль в колебаниях вязкости значима, то наблюдения изломов должны позволить оценить её влияние на разрушение. Объективное представление о механизмах разрушения дает синтез результатов измерений излома на трех масштабных уровнях. Макростроение излома даёт информацию о механизме роста магистральной трещины. Многие процессы разрушения контролирует мезоструктура металла, наследуемая от слитка. Информация о её влиянии на вязкость металла содержится в закономерностях строения мезорельефа излома. Использование лазерной профилометрии позволяет получить результаты, дополняющие наше понимание о совместном влиянии разномасштабных структур на разрушение [3]. Для получения количественной информации о микростроении излома используют изображения, снятые в сканирующем электронном микроскопе. С этой целью применяются техника реконструкции трехмерного изображения по стереопарам. Это позволило, в частности, накопить статистику данных о геометрии строения основного элемента вязкого излома – ямки, что существенно для более глубокого понимания механизмов разрушения.

1. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Кудрявцев Д.В., Скородумов С.В. // Изв. Вузов. Черная металлургия. 2009. №5. С.41-44.
2. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Марков Е.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. // Металлургия. 2009. №5. С.60-67
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш. и др. // Изв. Вузов. Черная металлургия. 2008. №11. С.30-36.

АНОМАЛИИ СТРУКТУР И РАЗРУШЕНИЙ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Э.А. Соколовская, Т.Ш. Салихов, С.В. Скородумов, Е.А. Конюшенко

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов», sokolovskaya@misis.ru

Качество листовых сталей для изготовления труб формируется на протяжении всего технологического передела. Нередко дефект, зарождающийся при разливке стали, успешно «сдав экзамен» на механические испытания, проявляет себя при изготовлении трубы. Низкое содержание вредных примесей не всегда предотвращает провалы пластичности и вязкости. Как правило, им сопутствуют аномалии разрушения. Их возникновение связано с неоднородностью разномасштабных структур. Для изучения причин их появления исследованы структуры на разных этапах технологической цепочки, связь между дефектами в изломах и структуре, выявлены закономерности формирования неоднородной структуры.

Прямые наблюдения изломов (сканирующий электронный микроскоп HITACHI S-800) на дне макрорупкого квадрата ударных образцов, отобранных из тех плавов стали 16Г2АФ, где концентрация марганца и серы находилась в зоне риска, а вязкость на нижнем уровне значений, обнаружили последовательное чередование выступов и впадин, ориентированных вдоль направления прокатки – шиферообразное строение поверхности разрушения. На дне бороздок наблюдались вытянутые в нитку включения (поперечником ~ 2 мкм, длиной 10-20 мкм). Микроанализатор JSV-35 CF выявил их природу – сульфиды типа (Fe,Mn)S.

Шиферообразному излому сопутствовала полосчатость в структуре: полосы феррита и перлита суммарная ширина которых соответствовала в среднем ширине микробороздки (расстояние между двумя соседними вершинами рельефа). Сопоставление протравленного шлифа (после распила излома перпендикулярно плоскости прокатки) и поверхности разрушения показало, что к дну канавок прилегают более хрупкие полосы перлита.

В процессе деформации и разрушения наблюдается взаимодействие этих разномасштабных структур: на ослабленной границе раздела ниток сульфидов и перлита последовательно образуются цилиндрические поры, (в различных плоскостях). Их последующее слияние формирует шиферообразный излом, что сопровождается снижением вязкости стали до 1,5 раз.

Такое проявление технологической наследственности при формировании разномасштабных структур стали и их совместное участие в процессах деформации и разрушения наблюдалось и в других листовых сталях. Например, шиферообразный излом был выявлен также в стали 17Г1С-У, где была иная морфология сульфидов (в виде плен).

Дальние последствия ликвации наблюдались при всех способах выплавки: обычном и при непрерывной разливке. В частности, в сталях 09Г2ФБ и 10Г2ФБЮ испытания падающим грузом выявили вязкие изломы с расслоем в центральной части образца.

Снижение вязкости не всегда проявляется при ударных испытаниях, где плоскость разрушения задана положением надреза в образце, не обязательно совпадающим с положением "слабого" слоя в листе, поэтому более чувствительными будут испытания падающим грузом (DWTT), эффективны также испытания Z – образцов на растяжение, где разрушение "самоорганизуется" в образце по грязнейшему слою.

ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР, СФОРМИРОВАННЫХ ТРЕНИЕМ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

И.Л. Солодова¹, А.В. Макаров², Л.Г. Коршунов¹

¹*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург*

²*Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург*
solodova@imp.uran.ru

Известно, что интенсивное пластическое деформирование в условиях трения скольжения является уникальным способом формирования нанокристаллических структур с повышенными физико-механическими свойствами в поверхностном слое таких высокопрочных и хрупких материалов, как углеродистые, цементированные, быстрорежущие стали, подвергнутые объемной или поверхностной термической (химико-термической) обработкам [1].

Нанокристаллические структуры, формирующиеся на поверхностях трения закаленных углеродистых сталей с концентрацией углерода 0,38-1,53 мас.%, обладают не только высокой твердостью (до 9,8-12,3 ГПа), но также повышенным сопротивлением разупрочнению при нагреве, соответствующим теплостойкости высоколегированных полутеплостойких сталей. Эффект повышения теплостойкости при фрикционной обработке снижается с ростом содержания углерода в стали. Это обусловлено уменьшением стабильности и устойчивости к термическому распаду дислокационных атмосфер при более высоком пересыщении их углеродом [2].

Для выявления причин повышенной теплостойкости нанокристаллических структур трения осуществлено поверхностное деформирование твердосплавным индентором углеродистых сталей 35, 50, У8 и У13, закаленных в водном растворе NaCl и охлажденных в жидком азоте (стали У8, У13) для уменьшения количества остаточного аустенита в структуре. Сталь У8 деформирована трением также в отпущенном при 200°C состоянии. Металлографическим, электронно-микроскопическим, рентгеновским и микродюрOMETрическим методами изучены структурные изменения, происходящие при отпуске (100-600°C) в поверхностных слоях исследуемых сталей.

Показано, что основными причинами повышенного сопротивления термическому разупрочнению нанокристаллических структур, сформированных в закаленных, а также низкоотпущенных углеродистых сталях фрикционной обработкой, являются эффективное закрепление дислокаций углеродом в результате активизации в нанокристаллическом мартенсите процессов деформационного динамического старения и деформационного растворения ϵ -карбидной фазы, задержка формирования и роста карбидных частиц при нагреве, а также торможение процессов возврата и рекристаллизации.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13392), при частичной финансовой поддержке гранта НШ-643.2008.3.

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., Солодова И.Л., Малыгина И.Ю. Теплостойкость и трибологические свойства закаленных углеродистых сталей, упрочненных поверхностным деформированием в условиях трения скольжения // Деформация и разрушение материалов, 2006, № 4, с. 26-33.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЗРЫВОМ НА РЕЗУЛЬТАТЫ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ХТО

И.М. Спиридонова, К.И. Дорогань

Днепропетровский национальный университет им. О.Гончара
kirill.dorogan@gmail.com

Объектом исследований выбраны образцы стали 40Х и стали 3 размерами 20х70х150 мм. Их высокоскоростная деформация осуществлялась путем взрыва плоского заряда взрывчатого веществ, накладываемого на поверхность стальной заготовки. Эксперименты были проведены с тремя интенсивностями деформации, которым соответствовали толщины заряда 15, 20 и 30 мм. В качестве взрывчатого вещества использовали аммонит БЖВ. Последующее борирование проводили в порошках на основе В₄С с активизирующими добавками при температуре 950 °С в течении 3 и 5,5 часов.

Известно, что под действием ударной волны в металле происходят значительные структурные изменения. В зависимости от скорости нагружения у металлов появляются квазистатические или динамические свойства. Чем выше скорость нагружения, тем меньше времени для протекания пластической деформации и, следовательно, тем выше напряжения, при которых упругая деформация переходит в пластическую; вследствие этого быстрому процессу деформации соответствует более упрочненное состояние металла.

Полученные результаты свидетельствуют об интенсификации процесса диффузии бора при ХТО с использованием предварительной высокоскоростной деформации. С увеличением интенсивности предварительной деформации происходит увеличение скорости диффузии: на стали 40Х толщина боридного слоя увеличивается от 100 до 195 мкм, а толщина переходной зоны от 300 до 1000 мкм при времени выдержки 5,5 часов. При борировании в течение 3 часов толщина диффузионного слоя с увеличением интенсивности деформации увеличивается на 30%.

Были проведены рентгеноспектральные исследования и определено изменение концентрации бора по глубине образца, в результате которых установлено повышенное содержание бора в боридных фазах. Также проводились рентгеноструктурные исследования, которые свидетельствуют о возникновении микронапряжений и об увеличении плотности дислокаций в деформированных образцах. Отмечено увеличение микротвердости и одновременное повышение значения коэффициента сопротивления хрупкому разрушению боридных фаз в образцах, предварительно подвергавшихся высокоскоростной деформации.

Предложенная методика ХТО материалов после предварительной высокоскоростной деформации позволяет ускорить процессы диффузии и получить упрочненную поверхность большей глубины.

ФОСФОРСОДЕРЖАЩИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕДНЫМИ СВЯЗКАМИ

И.М. Спиридонова, Е.В. Суховая, Н.В. Карпенко

Днепропетровский национальный университет им. О.Гончара
karpenko230875@yandex.ru

Сплавы Fe-P, содержащие 10-12% P (в вес.%), отличаются относительной тугоплавкостью, твердостью, жаростойкостью. Это позволяет использовать эти сплавы в качестве наполнителей макрогетерогенных композиционных материалов. Дополнительно свойства сплавов на основе железа можно повысить введением бора. Поэтому в работе исследовали структуру и свойства сплавов-наполнителей Fe-P-B в литом состоянии и в составе композиционных материалов со связками на медной основе. Композиционные материалы получали методом печной пропитки при температуре 1273-1373 К в течение 30 минут.

В структуре сплавов Fe-P-B, легированных до 0,5% В, присутствуют первичные кристаллы твердого раствора $\text{Fe}_3(\text{P}, \text{B})$ призматической формы на фоне эвтектики Fe- $\text{Fe}_3(\text{P}, \text{B})$, имеющей стержневую морфологию. Введение бора повышает температуры фазовых превращений в среднем на 30 ± 5 К. При увеличении содержания бора до 1% в структуре дополнительно появляется мелкодисперсная тройная эвтектика Fe- $\text{Fe}_3(\text{P}, \text{B})$ - Fe_5PB_2 , имеющая температуру плавления 1010 ± 5 К. За счет этого растет прочность сплавов на сжатие в среднем на 25% по сравнению со сплавом, легированным 0,5% В. Введение бора также повышает окалинстойкость сплавов Fe-P (особенно по истечении 1 часа испытаний) в 1,6 раза, стойкость в спиртовом растворе азотной кислоты в 2,5 раза, сопротивление износу закрепленным абразивом на $55 \pm 5\%$.

После пропитки гранул наполнителя, изготовленных из сплава Fe-12%P-1%B, связками марок МНМц 20-20, Л62 и БРО20 формируется макрогетерогенная структура композиционных материалов. В матрицах на медной основе равномерно распределены гранулы наполнителя размерами 50-70 мкм. Объемное содержание наполнителя составляет 50-55%. Видимые изменения структуры наблюдаются только в композиционном материале со связкой БРО20. Они вызваны появлением на границах раздела между наполнителем и матрицей фазы со структурой перлита. Микротвердость матрицы вблизи границ раздела во всех композиционных материалах повышается, а наполнителя уменьшается. Это свидетельствует о протекании процессов контактного взаимодействия между наполнителем и связкой при пропитке и образовании на границах раздела между ними переходных зон растворно-диффузионного типа. Наибольшая интенсивность этих процессов наблюдается в случае пропитки наполнителя Fe-P-B бронзой, что приводит к повышению содержания железа в матрице и образованию в структуре переходных зон фаз на основе железа.

Таким образом, сплавы Fe-P-B характеризуются высоким комплексом эксплуатационных свойств и хорошим смачиванием медными связками. Процессы контактного взаимодействия, протекающие между наполнителем и связкой при пропитке, не приводят к появлению хрупких фаз в структуре и обеспечивают надежную адгезию структурных составляющих в композиционных материалах.

МНОГОСЛОЙНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ПЕЧНОЙ ПРОПИТКИ

Е.В.Сухова

Днепропетровский национальный университет им. О.Гончара
physmet@ff.dsu.dp.ua

Использование многослойных композиционных материалов позволяет решать проблему повышения долговечности деталей, работающих в условиях воздействия неоднородных полей температур, напряжений, деформаций и т.д. Эти материалы, в основном, изготавливают методами прокатки, химико-термической обработки и др. К недостаткам используемых методов можно отнести сложность контроля адгезии слоев, структурного и фазового состава границ раздела в композиционных материалах, ограничения, связанные с толщиной покрытий и т.д. Поэтому метод печной пропитки, который независимо от толщины покрытия гарантирует расчетное содержание структурных составляющих, отсутствие напряжений, пор и отслоений при условии смачивания, является перспективным для изготовления многослойных композиций.

Поскольку в научной литературе отсутствуют сведения о многослойных композиционных покрытиях, полученных данным методом, в работе определяли оптимальные температурно-временные параметры технологии печной пропитки, обеспечивающие бездефектную структуру и требуемые свойства данного класса материалов. Метод печной пропитки проводили в несколько этапов. На каждом этапе гранулы наполнителя пропитывали соответствующими сплавами-связками, в качестве которых использовали марганцевый мельхиор МНМц 20-20, латунь Л62 и эвтектический сплав Fe-B-C. Температуры плавления сплавов-связок отличались на 50-70 К. Это позволило путем ступенчатого повышения температуры нагрева в печи в диапазоне от 1273 до 1373 К вначале получать слой (W-C)/Л62, потом (W-C)/МНМц 20-20 и, наконец, (W-C)/(Fe-B-C).

После пропитки образуется многослойный композиционный материал, среднее содержание наполнителя в котором составляет $60 \pm 2\%$. Гранулы наполнителя из карбидов вольфрама равномерно распределены вдоль его сечения. В слоях (W-C)/(МНМц) и (W-C)/Л62 на границах раздела между гранулами наполнителя и сплавом-связкой отсутствуют изменения структуры по сравнению с исходной структурой этих составляющих до пропитки. На тех же границах в слое (W-C)/(Fe-B-C) дополнительно появляются выделения фазы Fe_3W_3C . Границы между слоями композиционного материала четкие и не содержат дефектов несплавления. Это подтверждается измерением пористости материала, которая не превышает 2-3%. Результаты определения свойств слоев в многослойной композиции свидетельствуют о существовании их градиента вдоль сечения материала. Анализ общей микротвердости показывает, что эта характеристика при переходе от слоя к слою изменяется в среднем на 30%, твердость по Роквеллу отличается на 40%, прочность на сжатие - на 35%.

Таким образом, результаты определения структуры и свойств исследованных материалов подтверждают перспективность использования метода печной пропитки для получения многослойных композиций и обеспечения требуемого градиента свойств вдоль их сечения.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ БОРСОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ

С.В. Твердохлебова

Днепропетровский национальный университет им. О.Гончара
physmet@ff.dsu.dp.ua

Работа посвящена исследованию структурных изменений борсодержащих сплавов в условиях термического электрического стресса. Термическую обработку борсодержащих сплавов проводили с использованием высоковольтного конденсированного искрового разряда (ВКИ) от генератора ИВС-23 с длительностью импульсов 7,56 мкс. Фазовый состав определяли рентгеноструктурным методом (РСА) на дифрактометре ДРОН-3,0 в медном излучении. Массовую долю элементов находили оптическим атомно-эмиссионным спектральным методом. Изменение электронной структуры устанавливали с помощью молекулярной спектроскопии.

Показано, что термосиловое воздействие от ВКИ приводит к самоорганизации структуры. Самоорганизация проявляется через концентрационный эффект, изменение электронной структуры и, как следствие, вызывает фазовые превращения. Найдено, что массовая доля элементов в нанокристаллическом слое на дне кратера пятна обсыхания борсодержащих сплавов в 1,5-1,8 раза превышает такую в поверхностных слоях. При этом наблюдали электронную перестройку фаз [1]. На основании данных об изменении относительной интегральной интенсивности полосы поглощения около 3400 см^{-1} сделано предположение об изменении структуры межполосных переходов, что проявляется в смещении максимумов полос поглощения около 1020 см^{-1} и 1310 см^{-1} , приписанных субколебаниям вдоль Fe-C и B-C связей соответственно, в сторону высоких энергий. Следствием изменения электронной структуры являются фазовые превращения. Фазовый анализ проведен как на поверхности, так и на дне кратера пятен обсыхания, где, по данным РСА, наблюдали высокую дисперсность структуры. Полученные результаты РСА свидетельствуют о том, что термический стресс вызывает защитную реакцию от разрушения. Она проявляется в виде фазовых превращений как аустенита в мартенсит, так и в образовании нанокристаллических структур карбидов и карбоборидов железа и хрома типа $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, $\text{Fe}_{23}(\text{C,B})_6$. Новые структуры приводят к снижению энтропии в гетеросистеме на $0,2\text{ к}$ (к- постоянная Больцмана) по сравнению с исходными структурами, что согласуется с вычислениями И.Пригожина для тримолекулярной модели, использованной при переходе к диссипативной структуре. Причем, дисперсионным анализом установлена доминанта вклада самоорганизации структурных составляющих в формирование фазовых превращений по сравнению с процессами окисления и азотирования.

Таким образом, установлено, что термическая обработка борсодержащих сплавов концентрированными источниками энергии является иллюстрацией концепции самоорганизации структурных составляющих. Новые структурные образования свидетельствуют о защитной реакции материала от термического электрического стресса.

1. Tverdokhlebova S.V. Peculiarities of boron-containing alloys hardening in conditions of the electrical spark treatment. || Nauka i studia. №4(9).-2008.-P. 66-72

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Zr – 2,5 Nb ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

В.Ф. Терентьев^{1,а}, Д.В. Просвирнин¹, С.О. Рогачев², А.М. Арсенкин^{1,2},
В.И. Копылов³, С.А. Никулин², С.В. Добаткин^{1,2}

¹ Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

² ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»,

³ Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск

^а fatig@mail.ru

Циркониевые сплавы могут быть перспективным материалом для изготовления медицинских имплантатов из-за хорошей биосовместимости. В этой связи интерес представляет их усталостная прочность. Для повышения прочностных свойств циркониевого сплава Zr – 2,5 Nb был использован метод равноканального углового прессования (РКУП). Заготовки из сплава Zr – 2,5 Nb в виде квадратных прутков сечением 14x14 мм² и длиной 120 мм в отожженном состоянии подвергали РКУП при температуре 425⁰С с числом проходов N=4. В исходном состоянии средний размер зерна составлял 3-5 мкм, а после РКУП - 200-300 нм. Статические и усталостные свойства определяли на сервогидравлической машине Instron. Усталостные испытания проводили на плоских образцах сечением 3 x 1мм в условиях повторного растяжения с постоянным минимальным напряжением 30МПа. На рис. 1 приведены кривые усталости исследованных серий образцов.

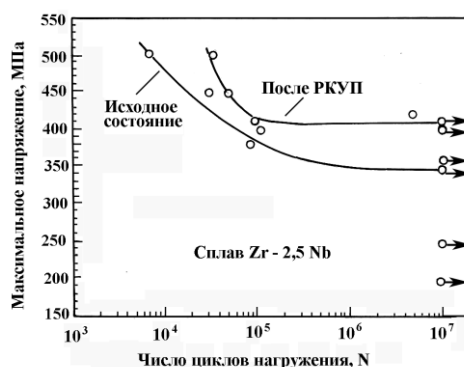


Рис.1.

Видно, что после РКУП ограниченная долговечность, как правило, на порядок больше у упрочненных образцов, а предел выносливости вырос на 60 МПа. Фрактографические исследования показали различие между механизмами статического и усталостного разрушения в сплаве Zr – 2,5 Nb в исходном состоянии и после РКУП. Особенностью усталостного разрушения циркониевого сплава является наличие межзеренного разрушения на начальной стадии зарождения трещины и вторичного растрескивания на стадии стабильного распространения усталостной трещины.

Работа поддержана грантом РФФИ №08-03-90020-Бел_а.

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, А.И. Селиверстов

ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург
sov23@mail.ru

Существуют различные способы получения гетерофазной структуры в низкоуглеродистых сталях [1], одним из которых может явиться ступенчатая закалка. Путем ступенчатой закалки (аустенитизация при температуре $T_A \approx A_{c3}$ + переохлаждение под A_{r1} + охлаждение в воде) возможно создать крайне неоднородное распределение углерода по микрообъемам аустенита. В стали с исходной феррито-перлитной структурой области, обогащенные углеродом, формируются в аустените, возникшем из перлита. При $T_A \approx A_{c3}$ такой аустенит не успевает гомогенизироваться. Этот эффект усиливается в ходе изотермической выдержки при переохлаждении, когда при выделении избыточного феррита углерод уходит в еще нераспавшийся аустенит [2].

Подбирая температуры аустенитизации (T_A) и переохлаждения (T_{II}), длительность выдержки при переохлаждении (τ_{II}) в области распада аустенита по I ступени, можно целенаправленно регулировать соотношение мягкой компоненты – избыточного феррита, упрочняющей компоненты – мартенсита (бейнита), его твердость и, следовательно, комплекс механических свойств стали.

Целью настоящей работы явилось исследование различными методами (оптической и электронной микроскопией, рентгеноструктурным анализом) гетерофазной структуры стали 20, сформированной ступенчатой закалкой.

В работе показано, что ступенчатая закалка стали 20 по режиму: аустенитизация при 860°C ($\tau_A=30\text{мин}$) + переохлаждение на 680°C ($\tau_{II}=20\text{мин}$) + охлаждение в воду приводит к формированию уникальной гетерофазной структуры, в которой доля упрочняющей фазы составляет 45%.

Установлено, что «зерна» упрочняющей фазы размером ~ 20 мкм содержат спектр продуктов сдвиговых превращений от кристаллов нижнего бейнита до пластин низкотемпературного мартенсита с микродвойниками толщиной $\sim 100\text{\AA}$. и зерен феррита размером ~ 35 мкм с повышенной плотностью дислокаций, поля упругих напряжений которых компенсирует напряжения, вызванные образованием мартенсита и бейнита. Степень тетрагональности мартенсита достигает $c/a=1,02-1,05$.

Обнаружено, что мягкая компонента гетерофазной структуры состоит из зерен феррита, содержащего повышенную плотность дислокаций, поля упругих напряжений которых глубоко компенсирует напряжения, возникающие при образовании мартенсита и бейнита.

2. С.А.Голованенко, Н.М.Фонштейн. Двухфазные низколегированные стали. М.: Металлургия, 1986. 206 с.
3. Фарбер В.М. Превращение переохлажденного аустенита/ ФММ, 1993, т.76, №2, с. 35 -40

ТЕМПЕРАТУРНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ЭЛЕКТРОЛИТНОЙ ПЛАЗМЫ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ КАТОДА

Л.И. Федоренкова

Днепропетровский национальный университет

luba.fed@gmail.com

В процессе насыщения металлов в водном растворе электролита с электролитным нагревом вокруг катода под действием электрических разрядов образуется ионизированный слой. В зоне действия разрядов создаются условия для больших скоростей нагрева поверхности катода, влияющим на его структуру.

Изменение структуры поверхностного слоя металла, обработанного в электролитной плазме, представляет интерес в связи с изучением влияния высокоскоростного нагрева и охлаждения, вызванного разрядами в прикатодной зоне, на свойства поверхности.

В данной работе рассматривались структурные и морфологические особенности поверхностного слоя металла, обработанного в электролитной плазме.

Процесс обработки проводили в водном растворе электролита, в щелочной среде с активным катодом в следующем режиме: напряжение - 50-90В, плотность тока – 0,3-1,2 А/см², время обработки – 15-40 минут.

В результате металлографического анализа на поверхности исследуемого металла наблюдали слой белого цвета толщиной от 40 до 100 мкм. Причем белая нетравящаяся зона, характерная для данного вида обработки, не имеет выраженных структурных отличий, хотя и различается по толщине и микротвердости.

В прикатодной области можно выделить зоны, характеризующиеся различной температурой и степенью ионизации:

1. зона разряда – высокая степень ионизации для данного процесса, $T \approx 10^4$ К. Здесь в основном осуществляется процесс имплантации ионов в металл.
2. зона, прилегающая к разряду – более низкие температуры ($T \approx 10^3$ К) и степень ионизации. Здесь идут химические процессы с образованием соединений из компонентов электролита .
3. зона, достаточно удаленная от разряда, где действуют в основном остаточные температуры 453 – 673К.

Для оценки толщины прогретого слоя использовали задачу распространения теплоты при постоянной температуре поверхности. В результате расчетов получили величину порядка 80-100 мкм. На этой глубине по результатам металлографического анализа структура металла претерпевает изменения. При этом происходит повышение твердости в 2 – 4 раза в зависимости от обрабатываемого металла.

Таким образом, при обработке в электролитной плазме происходит упрочнение металла без потери пластичности с образованием уникальной структуры поверхностного слоя, обусловленной спецификой температурного воздействия в электролитной плазме.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА ПОЛИКРИСТАЛЛА Fe+3,25%Si НА ДВОЙНИКОВАНИЕ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНОМ ИНТЕРВАЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, А.М. Кириллов, Д.Е. Долгих

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина
feodorov@tsu.tmb.ru

Поликристаллические материалы находят широкое применение в технике и промышленности. Повышенный интерес к ним вызван изменением свойств таких материалов при уменьшении размера зерен d до микро- и нанокристаллического. Механическое двойникование в таких материалах считается эффективным средством повышения прочности и пластичности, т.к. границы двойников, способствуют аккумуляции дислокаций в зернах, повышая тем самым деформационное упрочнение, но в отличие от границ зерен они не являются местами, где дислокации аннигилируют.

Целью данной работы является установление количественной связи между средним числом двойников в зерне и их размеров в зависимости от температуры и скорости деформирования.

В работе исследовался ОЦК сплав Fe-Si, с содержанием кремния 3,25 %. Сплав подвержен деформации двойникованием в широком температурном и скоростном интервалах. Образцы с размером рабочей области $0,35 \times 10 \times 30$ мм, предварительно вырезанные в форме двойной лопатки, шлифовали, полировали и травили для выявления поликристаллической зеренной структуры. В образцах порядка 90 % всех зерен лежат в интервале $0,025 \div 0,225$ мкм, $d_{cp} = 0,12$ мкм – среднестатистический размер зерна. Испытания на растяжение проводили на механической машине Instron–5565 со скоростями относительной деформации $\dot{\epsilon} \approx 0,002 \div 0,66 \text{ с}^{-1}$ в интервале температур: $183 \div 393 \text{ К}$.

Выявлено, что максимум распределения сдвойникованных зерен смещается в сторону более крупного зерна, относительно общего распределения зерен поликристалла по размерам. Среднестатистический размер сдвойникованных зерен смещен в сторону более крупных размеров относительно среднестатистического размера зерна поликристалла.

Установлено, что зависимость среднего числа двойников в зерне от квадратного корня из размера зерна для одной и той же температуры хорошо описывается прямой зависимостью. Показано, что для всех скоростей деформирования можно выделить “характерный” минимальный размер зерна, в котором двойникование отсутствует. В этом случае в соответствии с законом Холла-Петча следует ожидать затрудненности проявления двойникования при уменьшении размера зерна.

Дальнейшие исследования выявили, что среднее число двойников в зерне при температурах выше $\sim 270 \text{ К}$ с ростом скорости деформирования возрастает, а при температурах ниже $\sim 270 \text{ К}$ снижается. Данное изменение можно объяснить сменами механизмов деформации, в определенном смысле конкурирующих между собой: при повышении температуры переход от двойникования к скольжению, а при снижении температуры – обратный

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-97514p_центр_a).

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДОСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, А.В. Яковлев, И.В. Чернова

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина
feodorov@tsu.tmb.ru

Под воздействием различного рода дестабилизирующих факторов (облучение, механические и/или термические воздействия, химическая обработка) в металлических стеклах (МС) осуществляется переход от метастабильного равновесия к новому, более равновесному состоянию, сопровождающийся изменением совокупности свойств, в частности, существенным снижением макроскопической пластичности. При достижении определенной температуры предварительного отжига в пределах устойчивости аморфного состояния некристаллические сплавы становятся хрупкими при комнатной температуре. Аморфные сплавы проявляют заметную чувствительность к охрупчивающему воздействию водорода и жидких сред. Исходя из вышеизложенного, исследование действия различных внешних факторов на свойства аморфных металлических сплавов является актуальной задачей физики неупорядоченных сред и материаловедения.

В работе исследовано изменение механических свойств металлических стекол под действием наводороживания. Для проведения исследований использовали ленты аморфного металлического сплава на основе Со с различным его содержанием. Ленты были получены методом спиннингования, толщиной 20 мкм и шириной 3,5 мм, из которых вырезались образцы длиной 15 мм. Ленточные МС подвергали изохронному отжигу в печи при заданных температурах с временем выдержки 10 минут в массивных стабилизирующих пластинах. Методом на изгиб исследовался характер изменения пластичности МС в зависимости от температуры отжига. Меру пластичности оценивали из выражения: $\varepsilon = h/(D-h)$, где h – толщина ленты, D – расстояние между параллельными пластинами, при котором изогнутый образец разрушался. Для наводороживания использовались растворы NaCE (50г/л)+H₂S (400 мг/л). Образцы после отжига выдерживали в растворах 24 часа.

Установлено, что пластичность МС подверженного действию наводороживающей среды ниже, чем пластичность отожженных образцов при той же температуре до 20%. В проведенных опытах, пластичность наводороженных образцов падает до определенной температуры отжига, затем наблюдается рост пластичности до значений соответствующих значениям пластичности отожженных образцов. Температура начала падения пластичности снижена на ~ 50 К. Таким образом, действие наводороживающей среды на отожженные МС приводит к снижению пластичности, что связано с проникновением водорода вглубь материала за счет существования свободного объема. При отжиге свободный объем уменьшается, вследствие чего снижается наводороживание, это является причиной роста пластичности к значениям, соответствующим отожженным образцам, не подверженным наводороживанию.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514 р_центр_a)

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВОВ Fe-B-C ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА

Н.Ю. Филоненко¹, С.Б. Пиляева²

¹*Украинский государственный химико-технологический университет,
г. Днепропетровск*

²*Днепропетровский национальный университет*

При термообработке предварительно деформированных борсодержащих сталей малоизученными являются процессы формирования структуры при закалке и отпуске мартенсита. В работе исследовали особенности влияния степени предварительной деформации на процессы отпуска и выделения карбидных фаз в низкоуглеродистых сплавах и борокарбидных фаз в борсодержащих сплавах.

Исследования проводили на сплавах с массовым содержанием: 1. углерода 0,25%; 2. углерода 0,25%, бора 0,0035%. Закалку осуществляли после предварительной деформации при температурах 25° С со степенью деформации 7%, 20%, 40% с последующим охлаждением в воде от температуры 950° С со скоростью охлаждения 100°С/с. Отпуск проводили при температуре 600° С в течение 20 часов. Структуру и свойства обработанных образцов исследовали методами металлографического, спектрального, дюраметрического и рентгеноструктурного анализов.

В результате нагрева и последующей закалки борсодержащего сплава, прошедшего предварительную деформацию, происходит образование мартенсита и остаточного аустенита. Микролегирование бором сплава способствует повышает микротвердости как деформированного, так и не деформированного сплава. Мартенсит низкоуглеродистого сплава имеет игольчатое строение. Рост игл мартенсита начинается с границы зерна, и пронизывает все зерно. В борсодержащем сплаве иглы мартенсита имеют меньшую длину, кроме того, в микроструктуре мартенсита наблюдали мелкодисперсные выделения борокарбидной фазы– не растворившиеся в результате нагрева под закалку.

В результате отпуска мартенсита углеродистого сплава, не прошедшего предварительную деформацию, наблюдали образование сорбитообразного перлита. Высокотемпературный отпуск углеродистого сплава прошедшего предварительную холодную деформацию со степенью 7% приводит к образованию троститата. Увеличение степени предварительной деформации до 20% способствует увеличению скорости распада мартенсита, а так же образованию карбидных фаз по границам зерен – цилиндрической и сферической формы в объеме зерна. При степени предварительной деформации 40% происходит полный распад мартенсита, образуется зернистый перлит, в котором преимущественно по границам зерен выделялись карбиды, имеющее цилиндрическую форму. В борсодержащем сплаве прошедшем предварительную деформацию со степенью 7% происходит образование сорбитообразного перлита. Борокарбидные фазы в нем имели сферическую форму и выделялись в виде скоплений. Увеличение степени предварительной деформации до 20% позволяет получить помимо областей с зернистым перлитом, образование борокарбидных фаз как по границам зерен, так и в объеме ферритного зерна. Увеличение степени предварительной деформации способствует более равномерному распределению бороцементитных частиц, образовавшихся в результате распада мартенсита.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПАКЕТНОГО МАРТЕНСИТА ПСЕВДОМОНОКРИСТАЛЛА СТАЛИ 30ХНЗТ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ю.В. Хлебникова

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

Известно, что в среднеуглеродистых конструкционных сталях типа 37ХНЗ, 32ХГСН, 30ХНЗТ и т.п. при закалке образуется пакетный мартенсита. Из-за высокой прочности и ограниченной пластичности среднеуглеродистая легированная сталь в закаленном и низкоотпущенном состоянии трудно поддается деформированию. Благодаря отработанной в Институте физики металлов УрО РАН технологии выращивания закаленных стальных монокристаллов (псевдомонокристаллов) есть возможность проводить исследования на образцах, в которых отсутствуют границы исходных аустенитных зерен. Можно ожидать, что на псевдомонокристалльных образцах среднеуглеродистой конструкционной стали, в которых отсутствуют большеугловые границы исходных аустенитных зерен, удастся достигнуть больших пластических деформаций, чем на поликристаллических образцах. Постановка задачи была интересна еще и тем, что псевдомонокристалл представляет собой структурный комплекс, элементы которого имеют текстуру фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Это обстоятельство может оказать влияние на эволюцию структуры при холодной деформации прокаткой. Возможно также, что при деформации псевдомонокристалла будет осуществляться переход от текстуры фазового превращения к текстуре холодной пластической деформации.

Исследования проведены на псевдомонокристаллах конструкционной стали 30ХНЗТ, выращенных из расплава по методу Бриджмена со скоростью 1.1 мм/мин. В исходном состоянии (в виде заготовки) сталь содержала 0.32%С, 1.37%Cr, 3.3%Ni, 0.43%Mn, 0.19%Ti, 0.021%P, 0.022%S, остальное Fe. В процессе кристаллизации заготовки не переохлаждали ниже 900°C (γ -область) и по окончании процесса закачивали в масле. Перед деформацией образцы, вырезанные из средней части кристалла, отпускали при 180°C, 2 ч. Деформацию псевдомонокристалльных образцов осуществляли прокаткой на двухвалковом стане в гладких валках диаметром 120 мм со степенями 20, 40, 60, 80 и 86%.

В результате проведенного исследования показана принципиальная возможность деформирования прокаткой при комнатной температуре закаленного монокристалла конструкционной стали 30ХНЗТ со степенями до 86%, превышающими в 2-3 раза максимально достижимые для поликристаллов закаленных сталей близкого химического состава. Эволюция структуры псевдомонокристалла конструкционной стали 30ХНЗТ в процессе деформации имеет черты, характерные как для деформации монокристаллов ОЦК-металлов, так и поликристаллов конструкционных сталей деформированных другими способами. Установлено, что деформация на 86% псевдомонокристаллических образцов не приводит к образованию фрагментированной структуры с большеугловыми границами между фрагментами. Разрушение псевдомонокристаллического образца происходит на стадии образования "коврового узора", в котором нет большеугловых границ. При деформации псевдомонокристалльного образца на 80% формируется однокомпонентная текстура $\{001\} \langle 110 \rangle$, типичная для металлов с ОЦК—решеткой.

СТРУКТУРА, ФОРМИРУЮЩАЯСЯ В ДВУХФАЗНОЙ ($\alpha+\gamma$)- ОБЛАСТИ, И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 10Н7

И.В.Хомская

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

khomskaya@imp.uran.ru

Известно положительное влияние закалки из межкритического интервала температур на механические свойства среднеуглеродистых конструкционных и двухфазных никелевых сталей [1-3]. В [4] было показано, что изменяя механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, за счет изменения скорости нагрева, в низкоуглеродистых сплавах Fe-6% Ni можно получить участки γ -фазы различной морфологии.

В настоящей работе изучено влияние различных типов структур, полученных закалкой из межкритического интервала температур, на прочность, пластичность и ударную вязкость сплава 10Н7 (0,1 вес.% C; 6,9 Ni; 0,4 Si; 0,008 P; ост. Fe), близкого по составу к никелевой криогенной стали 0Н6. В качестве исходного состояния использовали две структуры: феррит+зернистый цементит, полученную рекристаллизацией в α -состоянии после деформации на ~25%, и пакетный (реечный) мартенсит. Величина исходного аустенитного и ферритного зерна были равны. Нагрев в межкритический интервал осуществляли со скоростями (0,05-100°C/мин) для того, чтобы получить различные морфологические разновидности аустенита, отличающиеся размерами и формой кристаллов. При охлаждении аустенит превращается в α -фазу, т.е., продукты $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения размещаются в пределах участков бывшей γ -фазы. Температуры нагрева в ($\alpha+\gamma$)-области подбирали так, чтобы в результате частичных $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений получить либо феррито-мартенситную (видманштеттовую или глобулярную) структуру, либо дулексную (пластинчатую или пластинчато-глобулярную) структуру, состоящую из отпущенного мартенсита и участков со структурой «нового» мартенсита».

Показано, что уровень ударной вязкости крупнозернистого сплава 10Н7 с исходной мартенситной структурой можно существенно повысить за счет закалки из двухфазной ($\alpha+\gamma$)-области. Установлено, что сплав 10Н7 с исходной мартенситной структурой после закалки из межкритического интервала температур имеет более высокие характеристики δ ; ϕ (в 1,5 раз) и KCU^{-100} ; KCU^{-196} (в 3,5-6 раз), чем сплав с исходной структурой феррит+зернистый цементит. Определено, что дисперсная пластинчатая дулексная структура, содержащая ~30% «нового» мартенсита, имеет более высокий комплекс пластических свойств ($\delta=25\%$, $\phi=65\%$) и ударной вязкости ($KCU^{-100}=1,2$; $KCU^{-196}=0,6 \text{ МДж/м}^2$) при сохранении прочности ($\sigma_b=800 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2}=480 \text{ МПа}$), чем пластинчато-глобулярная структура ($\delta=15\%$, $\phi=55\%$; $KCU^{-100}=1,0 \text{ МДж/м}^2$).

Работа выполнена по плану РАН № г.р. 01.2.006.13392 и при частичной поддержке программы УрО РАН (проект № 34) и гранта НШ-643.2008.3

1. Полякова А.М., Садовский В.Д. // МиТОМ. 1970. №1. С. 5-8.
2. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. М.: Металлургия, 1984. 205 с.
3. Штратман П., Хорнбоген Э. // Черные металлы. 1979. №12. С.35-40.
4. Зельдович В.И., Хомская И.В. // ФММ. 1988. Т.65. № 2. С. 365-374.

СТАБИЛИЗАЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИОБИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Т.И. Чашухина¹, Сринивасан Раджагопалан², Л.М. Воронова¹, М.В. Дегтярев¹,
В.П. Пилюгин¹, Х.Л. Фрезер², В.И. Левит²

¹Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, highpress@imp.uran.ru

²Университет штата Огайо, г. Колумбус, США, levit.2@osu.edu

Для снижения потерь при высокочастотной сверхпроводимости в ниобии необходимо высокое качество поверхности, достигаемое механической, химической и электролитической полировкой. Скорость удаления атомов меняется с кристаллографической ориентировкой плоскостей, выходящих на поверхность. На границах соседних зерен при этом возникают ступеньки - источники электромагнитных потерь. В нанокристаллической структуре, где сечение границ зерен соизмеримо с сечением нанозерна, ступенек быть не должно, что выглядит перспективным для улучшения однородности поверхности ниобия. Известно, что в наибольшей степени измельчить структуру металлических материалов позволяет метод «сдвиг под давлением».

Целью работы было исследование эволюции структуры монокристаллов ниобия при сдвиге под давлением.

Монокристаллический ниобий реакторной чистоты деформировали в наковальнях Бриджмена под давлением 6 ГПа при комнатной температуре (гомологическая температура 0,11 $T_{пл.}$) на 5 и 15 оборотов наковальни. Образцы диаметром 5 мм и толщиной 0,3 мм вырезали так, чтобы плоскость образца соответствовала плоскости (001) или (111) монокристалла. Твердость ниобия измеряли по радиусу образцов, структуру исследовали на расстоянии 1,5 мм от центра образца.

Твердость деформированного ниобия зависит от исходной ориентировки монокристалла: ниобий (111) упрочняется слабее, чем (100), за исключением периферийной части образца, где твердость ниобия (111) резко возрастает. Твердость изменялась от 2,3 в центре до 3,2 на краю образца. Увеличение числа оборотов наковальни от 5 до 15 не приводит к изменению твердости для каждой из исследованных ориентировок.

Независимо от ориентировки монокристалла и количества оборотов наковальни (5 или 15) после деформации образуется размерно однородная структура, образованная элементами как с дискретными, так и с плавными разориентировками на границах. Внутри элементов наблюдается дислокационная субструктура. Темнопольный и дифракционный анализ показывает отсутствие после деформации исходной текстуры монокристалла. При увеличении деформации от 5 до 15 оборотов наковальни средний размер элементов структуры остается неизменным и составляет для ориентировки (001) 0,24 мкм и для ориентировки (111) – 0,28 мкм. Размер наиболее крупных элементов составляет около 1 мкм.

Стабилизация размеров и разориентировок субструктуры, обусловленная интенсивным динамическим возвратом, показывает, что существует физический предел, запрещающий формирование нанокристаллического ниобия путем интенсивной пластической деформации.

Причины колоссального низкотемпературного динамического возврата при деформации высокочистого ниобия требуют дальнейших исследований.

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

С.В. Чертовских¹, Л.Ш. Шустер¹, В.В. Столяров²

¹ Уфимский государственный авиационный технический университет
sergeyvl@ugatu.ac.ru, okmim@ugatu.ac.ru

² Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва, vlstol@mail.ru

Применение традиционных крупнозернистых (КЗ) титана и его сплавов в подвижных сопряжениях сдерживается их низкими триботехническими характеристиками. Известно, что титановые сплавы в процессе трения особенно при повышенных температурах контакта склонны к схватыванию с последующим повреждением поверхностей контакта. Известно также, что титан трудно обрабатывается резанием. Триботехнические характеристики титана и его сплавов в нанокристаллическом (НК) состоянии и его обрабатываемость при механической обработке могут заметно отличаться от таковых для КЗ аналогов и требуют проведения теоретических и экспериментальных исследований.

Данная работа посвящена изучению влияния дисперсности структуры (включая НК состояние, полученное методом равноканального углового прессования (РКУП)) на триботехнические характеристики (прочность адгезионных связей на срез, адгезионную (молекулярную) составляющую коэффициента трения, износостойкость и т.д.) технически чистого титана ВТ1-0 и его сплавов (ВТ6, TiNi) в широком интервале температур и нагрузок, а также на их обрабатываемость резанием.

Обоснованы условия потери термодинамической устойчивости трибосистемы и ее адаптации с уменьшением интенсивности изнашивания на подвижном фрикционном контакте деталей из материалов с НК структурой, полученной РКУП. Теоретически и экспериментально установлены закономерности влияния дисперсности структуры и температуры фрикционного контакта на триботехнические характеристики титана и его сплавов. Выявлено, что формирование НК структуры в титановых сплавах повышает их прочностные характеристики, снижает адгезионную составляющую коэффициента трения и уменьшает их склонность к схватыванию в процессе трения. Этот эффект тем значительнее, чем меньше размер зерен и выше температура контакта. При помощи рентгенофотозлектронной спектроскопии установлено, что после триботехнических испытаний на поверхности образцов из НК титана ВТ1-0 за счет большей объемной доли границ зерен и высокой концентрации дефектов присутствует в 2 раза больше оксидов титана TiO_2 по сравнению с КЗ аналогом. Оксиды титана, выполняя роль защитной пленки, уменьшают адгезионное взаимодействие контактирующих поверхностей и способствуют снижению коэффициента трения. Также экспериментально выявлено, что интенсивность изнашивания ультрамелкозернистых титановых сплавов снижается. Полученные данные позволяют прогнозировать улучшение эксплуатационных характеристик при использовании ультрамелкозернистых титановых сплавов в трибосопряжениях деталей машин при различных температурно-силовых условиях работы.

Формирование методом РКУП НК структуры в титане улучшает его обрабатываемость резанием (увеличивается износостойкость резца, уменьшается средняя температура контакта, снижается коэффициент продольной усадки стружки, снижается шероховатость обработанной поверхности и ее наклеп), что объясняется, главным образом, уменьшением адгезионной составляющей коэффициента трения.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОРОГОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ОБЛУЧАЕМОГО МАТЕРИАЛА

Л.В. Шмелева, А.Д. Супрун

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко

lshmel@univ.kiev.ua

Существенным вопросом при лазерной обработке поверхностей является вопрос определения пороговых значений потока и продолжительности импульса, при которых разрушение поверхности и горение коррозионного факела являются возможными.

В данной работе, теоретически рассмотрено описание процесса разогрева поверхности под действием лазерного излучения до момента начала её разрушения. Решение, полученное в работе [1] является обобщенным для произвольной зависимости коэффициента поглощения твердого вещества от величины потока. На основе этого решения была установлена динамика изменения температуры, как во время действия импульса, так и по окончании действия лазерного импульса. В работе были определены пороги разрушения твердых материалов в зависимости от параметров излучения и параметров материала.

Наиболее простая зависимость получена для постоянного коэффициента объемного поглощения вещества. В ней учтена плотность облучаемого вещества, его теплоемкость, коэффициент теплопроводности материала и диссипативные поверхностные потери, обусловленные тем, что поверхностные свойства вещества отличаются от его объемных свойств.

Наиболее интересным представляется случай определения порога разрушения материала в случае наличия существенной зависимости коэффициента поглощения от величины потока излучения (нелинейность). Эта зависимость учитывает поток энергии связанный с электростатической устойчивостью материала (напряженность поля электрического пробоя материала), время продольной релаксации инверсной заселенности, поперечное время релаксации, собственную частоту поглощения материала, частоту излучения, скорость света.

Анализ результатов показывает, что при продолжительности лазерного воздействия менее чем 1 нс. Величина предельной интенсивности зависит в основном от поверхностных свойств материала. При более продолжительных влияниях, учет объемных свойств материала необходим. При наличии нелинейности поверхность в нерезонансной области разогревается слабее, чем при отсутствии нелинейности.

За счет поверхностных свойств материала, а также за счет покрытий, которые могут быть нанесены на твердые поверхности, существует возможность дополнительного регулирования разогрева облученной поверхности, и, соответственно, порога разрушения.

1. L.V. Shmeleva, A.D. Suprun. Theoretical model of temperature dynamics of solid surface of material under action of laser radiation// Semiconductor physics quantum electronics & optoelectronics. –2008. V.11, №1, pp. 90-95.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ОЦК-ЖЕЛЕЗА В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ТРЕНИИ

А.И. Юркова¹, А.В. Бякова¹, Ю.В. Мильман², А.В. Старченко¹

¹НТУУ «Киевский политехнический институт»

²Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев
yurkova@kpm.ntu-kpi.kiev.ua

Важное место среди новых материалов занимают материалы, полученные при высокоэнергетических механических воздействиях методами интенсивной пластической деформации (ИПД). В ряде работ по изучению процесса диспергирования зеренной структуры методами ИПД подчеркивается важная роль механизма динамической рекристаллизации. Методика получения мелкого зерна путем динамической рекристаллизации зародилась в 70-х годах прошлого столетия. Эта технология была применена на сталях и тугоплавких металлах для получения зерен микронных размеров.

В данной работе приведены результаты, полученные при исследовании образцов железа (до 0,03 масс. % С) после высокоскоростной ИПД трением при постоянной температуре 773 К в среде аргона, которые показали формирование в поверхностном слое образцов зеренной структуры с разной степенью дисперсности: от микро- до субмикро- и нанокристаллической с минимальным размером зерен на поверхности 20 нм.

Температура трения 773 К выше температуры начала статической рекристаллизации железа ($t_p^H = 543-723\text{K}$), следовательно, процесс диспергирования проходит в температурном интервале динамической рекристаллизации. Физическая теория измельчения зерен при динамической рекристаллизации [1] базируется на применении параметра Зинера-Холломона Z , который учитывает совместное влияние температуры и скорости деформации, и определяется в соответствии с уравнением: $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$, где $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации; T – температура деформации (К); Q – энергия активации миграции границ зерен близкая к энергии активации самодиффузии атомов железа; R – газовая постоянная. Скорость деформации характеризует скорость накопления дефектов, температура и энергия активации самодиффузии характеризуют скорость возврата свойств. Размер зерна d при динамической рекристаллизации определяется по эмпирическому соотношению $d[\text{мкм}] = kZ^m$ [2], из которого следует, что для получения мелкого зерна необходимо увеличивать параметр Z , что при постоянной температуре обеспечивается увеличением скорости деформации. При использовании высоких скоростей деформации $\dot{\epsilon} > 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и температур, не на много превышающих температуру начала статической рекристаллизации, удастся получать наноразмерные зерна в ОЦК-железе.

1. Kang J.-H., Torizuka S. Dynamic recrystallization by large strain deformation with a high strain rate in an ultralow carbon steel // Scripta Materialia. – 2007. – V. 57. – P. 1048–1051.
2. Torizuka S., Ohmori A., Murty S.V.S.N., and Nagai K. High Z-large strain deformation processing and its applications // Materials Science Forum. –2006. – V.503-504. – P. 329-334.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ФАКТОРОВ, В ТОМ ЧИСЛЕ СВАРОЧНОГО ЦИКЛА.

К.А. Ющенко, В.С. Савченко, А.В. Звягинцева

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, г. Киев

Для исследования были выбраны материалы, которые широко используются в промышленности: IN738LC, ЧС-70, ЖС-6У. Главным недостатком этих никелевых сплавов является их низкая свариваемость, проявляющаяся в высокой чувствительности к образованию горячих трещин при сварке и термообработке.

Методом плазменно-порошковой сварки были изготовлены экспериментальные образцы сварных соединений. Рассмотрение структурных особенностей зоны термического влияния сварных соединений выбранных для исследований сплавов показало наличие в зоне, примыкающей к сварному шву выделений мелкодисперсной γ' - фазы, размером 0,05-0,15 мкм в отличии от размера частиц γ' - фазы в основном металле (0,4-0,9 мкм). Статистические исследования наличия дефектов в данных соединениях определяют наиболее вероятным местом расположения трещин зону основного металла, примыкающую к шву, причем длина трещин соизмерима с шириной этой зоны термического влияния. Продвижение образовавшейся трещины по границам зерен из исследуемой зоны в сторону основного металла тормозится за счет релаксации локальных напряжений, благодаря пластической деформации в устье трещины.

Проведенные для уточнения механизма структурных изменений дилатометрические исследования сплава ЧС-70 и расчетно-экспериментальная оценка распределения температур в реальном сварном соединении показали, что температурный интервал растворения частиц γ' - фазы при нагреве и выделения при охлаждении совпадает с кривой распределения температур в ЗТВ сварного соединения во время сварки, т.е. в момент прохождения сварочной дуги в ЗТВ сварного соединения образуется полностью аустенитная структура. Более детальные исследования влияния режимов сварки и исходного состояния основного металла на ширину зоны, в которой происходят фазовые изменения $\gamma' + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma' + \gamma$ показали, что ширина рассматриваемой зоны соответствует размерам температурного интервала $T_L - T_{\text{solvus}}$, т.е. зависит от степени легирования материала, температуры и времени пребывания материала выше температуры полного растворения частиц γ' - фазы. Наличие мелких частиц упрочняющей γ' - фазы, вновь образовавшихся в процессе охлаждения приводит к повышению плотности дислокаций, вероятности образования трещин и повышению уровня остаточных напряжений I и II рода.

Управление структурой металла и, прежде всего, размерами частиц упрочняющей γ' - фазы за счет изменения скорости охлаждения сплава от температур полного растворения дает возможность повысить пластичность металла, его релаксационную способность, снизить плотность дислокаций и значительно увеличить стойкость к образованию трещин в зоне термического влияния сварного соединения.

Секция 2
«Практика термической и
термомеханической обработки»



ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫЙ В ПОТОКЕ СТАНА ПРОКАТ БОЛЬШИХ ТОЛЩИН ДЛЯ УНИКАЛЬНЫХ ИНЖЕНЕРНЫХ СООРУЖЕНИЙ

П.Д. Одесский, А.А. Егорова

ЦНИИСК им. В.А. Кучеренко, г. Москва, annacnisk@rambler.ru

В последние годы в России применяются стальные конструкции для уникальных высотных зданий и большепролетных (с пролетом свыше 100 м) сооружений. В таких конструкциях эффективным является применение проката больших толщин: толстых листов толщиной 30...230мм, а также широкополочных двутавровых балок с параллельными гранями и толщиной полок 50-125мм. Такой прокат должен обладать, в частности иметь высокую прочность на уровне $\sigma_T = 300-500 \text{ Н/мм}^2$, высокую хладостойкость, а именно $KCV^{-40} \geq 35 \text{ Дж/см}^2$, температуру нулевой пластичности $T_{np} = -40^\circ\text{C}$, высокие z – свойства – $\psi_z \geq 25...30\%$, а также хорошую свариваемость, в частности $C_s \leq 0,42\%$ и экономическую эффективность.

Требуемые свойства обеспечиваются при прокате в потоке станов с использованием эффекта термомеханического упрочнения. Такая прокатка применительно к металлу всех обсуждаемых толщин налажена на ряде заводов, как в Европе, так и в нашей стране, в частности, на заводе Arcelor, Люксембург (фасонные профили) и Dillinger, Германия (толстые листы), ОАО «Северсталь», г. Череповец (толстые листы). Прокатка осуществляется по схемам нормализационной или рекристаллизационной термомеханической обработки в потоке стана с ускоренным охлаждением. При этом реализуется эффект ТМО (одновременное повышение прочности и сопротивления хрупким разрушениям по сравнению с нормализацией и термическим улучшением). Возможность применения таких схем упрочнения с использованием эффекта ТМО применительно к строительным сталям рассматривалась М.Л. Бернштейном совместно с авторами более тридцати лет назад [1].

Проведенные нами исследования показали, что заданные высокие требования при массовом производстве полностью удовлетворяются. Так у листов толщиной 150 мм $\sigma_T = 340 \text{ Н/мм}^2$, нормативный показатель ГОСТ 19281 для аналогичных толщин $\sigma_T = 305 \text{ Н/мм}^2$. Ударная вязкость у листов также достаточно велика: $KCV^{-40} \geq 50 \text{ Дж/см}^2$. Аналогичные результаты наблюдаются и при испытаниях фасонных профилей с толщиной полки 80 и 125 мм. Также велики и z-свойства изученного проката: во всех случаях $\psi_z \geq 45\%$.

Принятие схемы упрочнения ведут к определенной неоднородности свойств проката: по величине прочностных характеристик в поверхностных зонах прочность может быть на $\sim 150 \text{ Н/мм}^2$ выше, чем в осевых. Однако наблюдаемая неоднородность как следствие неоднородности структуры не влияет отрицательно на работу стали в конструкциях, поскольку в поверхностных зонах проката развиваются остаточные напряжения сжатия, составляющие $\sim 20\%$ от σ_b .

Наблюдаемые высокие результаты полученные на сталях с основой легирования $\sim 0,1\% \text{ C}$, 1 и 1,5% Mn (в зависимости от заданной прочности), микролегированных ванадием ($\sim 0,05\%$) или ниобием ($\sim 0,03\%$).

Высокие результаты, полученные при испытаниях крупных сварных образцов ($T_{np} = -40^\circ\text{C}$), показывают, что данные стали можно применять и при температурах эксплуатации ниже -40°C .

Обсуждаемый прокат прошел успешную проверку при возведении высотных зданий в г.Москве.

1. Бернштейн М.Л., Одесский П.Д. Перспективы упрочнения сталей для металлоконструкций термомеханической обработкой – Сталь. 1975, №8, с731 – 735.

ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Г.Е. Коджаспиров, А.И. Рудской

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет

Особое место среди схем ТМО занимают так называемые методы наследственного термомеханического упрочнения (НТМУ).

Путем холодной пластической деформации и последующего краткого смягчающего отпуска в материале создается высокая плотность несовершенств при определенной их конфигурации – фрагментированной субструктуре по типу полигональной. Если при последующей термической обработке плотность несовершенств не будет заметно уменьшаться, а фрагментированная субструктура не исчезнет, то сохранится и высокий уровень механических свойств. Успех такой обработки зависит, прежде всего, от того, насколько устойчивы дислокационные построения, созданные при пластической деформации. Поэтому эффект наследования проявляется, в частности, после высокотемпературной ТМО с умеренными обжатами. Его можно ожидать также от фазового наклепа, например, в результате повторных закалок при большой скорости нагрева, исключая аннигиляцию дефектов. Однако, указанная обработка не обеспечивает оптимального распределения дефектов, поэтому при таком упрочнении не достигается достаточно высокий уровень конструктивной прочности, как после ТМО.

Проведение холодной пластической деформации перед закалкой в режимах предварительной термомеханической обработки (ПТМО) позволяет повысить конструктивную прочность стали, о чем свидетельствуют результаты исследований, проведенных на среднеуглеродистых малегированных сталях типа 60С2ХА и др.

К числу других факторов, повышающих склонность к структурной наследственности и способствующих сохранению предварительного наклепа при ПТМО, относятся:

- дополнительное легирование (микролегирование) стали сильными карбидообразующими элементами;

- проведение предварительной деформации с малыми обжатами;

- применение ускоренного кратковременного нагрева под закалку и снижение температуры этого нагрева.

Осуществление данной схемы изготовления деталей существенно повышает и эффективность применения прогрессивных методов холодного пластического формообразования, так как наряду с ресурсосбережением реализуется упрочняющий эффект, обусловленный наследованием элементов формирующей дефектной структуры в готовой детали. Однако, следует иметь в виду, что упомянутый эффект достигается только при реализации строго определенных для каждой стали (или группы сталей) режимов ПТМО.

Результаты применения данной обработки для ряда среднеуглеродистых малегированных сталей показали ее высокую технико-экономическую эффективность. В частности, долговечность полуосей тракторов, изготовленных с применением данного способа, возросла в 1,7-1,9 раза по сравнению с деталями, изготовленными по серийной технологии.

ОЦЕНКА УПРОЧНЕНИЯ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ

В.М. Счастливец¹, И.Л. Яковлева¹, Н.А. Терещенко¹, В.В. Курбан²,
В.Л. Корнилов²

¹ *Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, phym@imp.uran.ru*

² *ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»*

В работе поставлена задача исследовать наиболее значимые факторы, оказывающие влияние на формирование механических свойств трубных сталей, и на этой основе оценить перспективность применения низкоуглеродистых низколегированных марок в производственных условиях Магнитогорского металлургического комбината.

Используя метод статистической группировки данных, изучены закономерности в изменении химического состава большого числа промышленных плавов, присущие трем маркам трубных сталей: 17Г1С-У, 10Г2ФБ и 12Г2СБ. Показано, что, принимая во внимание вариации содержания легирующих элементов внутри марочного состава, стали данных марок можно рассматривать как множество плавов, для которого характерна обратная пропорциональность между содержанием углерода и карбидообразующих элементов (ниобия, ванадия). Установлено, что вариации химического состава обеспечивают удовлетворительную свариваемость исследуемых сталей. Ограничение количества углерода в сталях этих марок существенно снижает суммарную величину углеродного эквивалента и гарантирует отсутствие холодных трещин в зоне термического влияния сварного шва.

Проведено сравнительное исследование структуры исследуемых марок. Показано, что специфика легирования различных марок сталей оказывает влияние на количество, расположение и морфологию перлитной составляющей, размер и форму ферритного зерна, развитие процессов динамической рекристаллизации.

В результате сравнительного анализа механических свойств показано, что преимущества марок 10Г2ФБ и 12Г2СБ заключаются в повышенном уровне предела текучести и ударной вязкости, недостижимых для малоуглеродистой стали типа 17Г1С-У, лучшем сочетании прочностных и пластических характеристик, снижении температуры вязко-хрупкого перехода.

Разработанный в настоящем исследовании подход к анализу упрочнения трубных сталей может быть полезен для оценки предполагаемого комплекса механических свойств и производства материалов с заданными свойствами.

Работа выполнена по теме № г.р. 01.2.006.13392, при частичной финансовой поддержке программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (Проект № 34), НШ-643.2008.3, фонда Науки и образования «Интелс», грант 60-08-02.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНОГО АВТОЛИСТА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ НА НШПС

Е.И. Поляк

Исследовательский Центр АрселорМиттал, США

В последнее время ведущие автопроизводители мира усиленно внедряют листовые высокопрочные многофазные стали (ВМФС), обладающие уникальной комбинацией прочности и вязкости и отличающиеся превосходной штампуемостью. Такие свойства ВМФС позволяют существенно снизить вес автомобиля и соответственно повысить его экономичность при одновременном улучшении его надежности и безопасности. Однако, по сравнению с обычными автолистовыми сталями, к высокопрочному листу предъявляются повышенные требования в плане однородности механических свойств, геометрических размеров, планшетности, качества поверхности и т.д. Для соблюдения этих ужесточенных требований оказалось необходимым пересмотреть все аспекты технологии на каждой стадии производства автолиста, начиная с выплавки и заканчивая отжигом и/или нанесением покрытия. Это напрямую относится и к горячей прокатке, когда различные ее эффекты проявляются только при последующей обработке (холодной прокатке, отжиге, нанесении покрытия) в виде различного рода трудно исправимых дефектов – пониженных механических свойствах, их существенной неоднородности, нарушении геометрических размеров и формы конечных продуктов и т.п. Поэтому применительно к автолистовым ВМФС горячая прокатка должна рассматриваться не просто как операция получения подката требуемых размеров, а как обработка, направленная на создание микроструктуры и механических свойств этого подката, оптимальных как с точки зрения последующих переделов, так и с точки зрения конечных свойств автолиста.

При горячей прокатке ВМФС необходимо учитывать следующие их характерные особенности. Во-первых, химический состав ВМФС существенно отличается от составов обычных низко- и микролегированных сталей; общее содержание легирующих в этих сталях может превышать 5 %. ВМФС одновременно содержат значительные количества сильных ферритообразующих (Si, Al) и сильных аустенито-стабилизирующих (Mn), часто в сочетании с добавками микролегирующих (Nb, Ti) и других элементов (B, Mo, Cr), сдерживающими превращение аустенита при ламинарном охлаждении в линии НШПС и при охлаждении в рулоне. Во-вторых, наряду с общим повышением сопротивления деформации и усилий прокатки, сложное легирование (необходимое для достижения высоких конечных свойств) существенно замедляет как динамическую рекристаллизацию аустенита во время прокатки, так и его статическую рекристаллизацию после прокатки перед началом охлаждения.

Выбор режимов горячей прокатки ВМФС в значительной мере обусловливается тем, что, как правило, только за счет легирования полностью подавить рекристаллизацию аустенита в меж- и последеформационных паузах, характерных для данного стана и условий прокатки, невозможно, поскольку содержание микролегирующих элементов недостаточно высокое. Вялая кинетика приводит к неполному прохождению рекристаллизации аустенита после

прокатки. Благодаря уникальным химическим составам ВМФС характеризуются довольно ярко выраженным влиянием деформации аустенита на фазовые превращения при охлаждении. Вследствие ускорения ферритного и перлитного превращений и замедления бейнитного превращения под влиянием деформации объемные доли, размеры и морфология всех продуктов превращения (феррита, перлита, бейнита, мартенсита и остаточного аустенита) оказываются различными в различных объемах металла в зависимости от того, в рекристаллизованном или нерекристаллизованном аустените проходит фазовое превращение при охлаждении на рольганге.

С одной стороны, эти обстоятельства открывают интересные возможности для тонкого регулирования структуры ВМФС после горячей прокатки путем регулирования процесса рекристаллизации аустенита. Добиваясь определенной степени и равномерности прохождения рекристаллизации после выхода из последней клетки стана за счет варьирования скорости полосы и времени начала ускоренного охлаждения, применяя на отводящем рольганге сложную траекторию охлаждения, меняя температуру и продолжительность изотермической паузы перед заключительным ускоренным охлаждением можно эффективно варьировать фазовый состав, морфологию и размеры продуктов превращения. Таким образом, промышленная горячая прокатка ВМФС на НШПС реально позволяет получать такую микроструктуру (фазовый состав, размеры и морфологию фаз), а следовательно, такие механические свойства горячекатаного металла, которые невозможно получить другими способами. Иными словами, горячая прокатка ВМФС, даже не будучи заключительной операцией производственного цикла, в полном смысле является термомеханической обработкой, т.к. по существу представляет собой «совокупность операций деформации и охлаждения, в результате которых формирование окончательной структуры и свойств (горячекатаной стали) происходит в условиях повышенной плотности и соответствующего распределения несовершенств (кристаллического) строения, созданных пластической деформацией». При этом сама горячая прокатка становится не только эффективным инструментом для улучшения качества металла на всех последующих переделах, но также и инструментом для разработки новых продуктов с заранее задаваемыми комбинациями механических свойств.

В Арселор Миттал уже накоплен значительный опыт, показывающий, как правильное назначение температурно-скоростных режимов прокатки и ускоренного охлаждения ВМФС с учетом конкретного химического состава стали, толщины и ширины горячекатаных полос, веса рулонов и т.д. способствует повышению качества и увеличению выхода годного автолистов классов прочности 800 и 1000 МПа, а также устранению различных трудностей обработки при холодной прокатке и непрерывном отжиге (гальванике).

С другой стороны, в связи с вышесказанным становится понятным, что ВМФС отличаются исключительно высокой чувствительностью даже к небольшим изменениям параметров горячей прокатки. Типичные колебания температуры (в продольном и поперечном направлениях) и линейной скорости прокатки, а следовательно, и времени нахождения на рольганге и времени ускоренного охлаждения в пределах полосы и между полосами могут вызывать большую неравномерность в степени прохождения рекристаллизации аустенита и далее – в типе и степени прохождения фазовых превращений при охлаждении. Это может, в свою очередь, приводить как к нежелательно большим различиям в микроструктуре и свойствах горячекатаного металла (а, следовательно, и

конечного продукта после непрерывного отжига) даже в пределах одной полосы, так и к появлению разного рода термических и структурных остаточных напряжений, отрицательно проявляющихся при последующих переделах.

Высокая чувствительность ВМФС к вариациям параметров горячей прокатки обуславливает одну из главных трудностей в реализации оптимальных режимов обработки. Типичный разброс температуры полосы, скорости прокатки и времени охлаждения практически не поддается надежному контролю в промышленных условиях, что приводит к затруднению контроля степени прохождения и равномерности рекристаллизации аустенита и последующих фазовых и структурных превращений. Преодоление этих трудностей возможно только на основе разработки и применения новых, более совершенных управляющих моделей для НШПС, не только учитывающих физику структурообразования, но и отличающихся повышенной самообучаемостью, адаптируемостью, быстротой и легкостью реализации имеющимися вычислительными средствами и ресурсами.

ОТ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ К ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИМ ТЕХНОЛОГИЯМ

В.Б. Дементьев, Н.А. Спичкин

Институт прикладной механики УрО РАН, г. Ижевск, ipm@udman.ru

Исследования проводимые в течение последних лет показывают, что ставшая классической термомеханическая обработка по М.Л.Бернштейну легла в основу целого ряда новых решений в области технологий формообразующе-упрочняющей обработки.

Основоположниками были вскрыты механизмы упрочнения, изучена тонкая структура металла, разработаны базовые схемы термомеханической обработки (ВТМО, НТМО, ВТМИЗО и т.д.). Основной целью при этом являлось формирование повышенного комплекса механических свойств металла и упор делался на металлургический цикл производства с реализацией режима ТМО в потоке прокатных станов.

С ходом времени стало ясно, что ТМО может быть адаптирована и ее ресурсы реализованы в машиностроительном цикле производства. Опыт отработки технологии изготовления тяжелонагруженных сплошных и полых осесимметричных (валы, оси, пальцы, стволы спортивно-охотничьего оружия, втулки, диски) и неосесимметричных деталей (кулачки, кулачковые валы) с применением ТМО позволяет говорить о целой гамме термомеханических технологий, отличающихся:

- характером ведения процесса ТМО (с отдельными нагревом, деформированием и охлаждением; с непрерывно-последовательным нагревом, деформированием и охлаждением, когда на стадии установившегося процесса различные участки заготовки одновременно находятся в зоне нагрева, зоне деформации и зоне охлаждения);

- силовыми и кинематическими схемами деформирования (винтовое обжатие (ВО) в неприводной клети с независимым от условий захвата металла углом разворота деформирующих валков с приложением осевой силы и крутящего момента к заготовке за деформирующей клетью, перед ней или в сочетании обоих вариантов – для обработки длинномерных цилиндрических, конических или ступенчатых изделий сплошного и полого сечения; виброударное деформирование (ВУД) с регламентируемыми частотой, амплитудой, энергией удара и величиной статического усилия поджатия инструмента к заготовке – для ; сочетание ВО и ВУД);

- условиями охлаждения (в спокойной среде, в потоке охлаждающей среды, в душем устройстве(спрейере); по доступу к различным поверхностям заготовки – с наружным, внутренним или комбинированным охлаждением с регламентированным отношением расхода охладителя в наружном и внутреннем охлаждающем устройстве);

- составом охлаждающей среды (однородная, гетерогенная с управляемой концентрацией и дисперсностью фаз).

В результате термомеханическая обработка оказалась не только упрочняющей, но и формообразующе – упрочняющей, а сочетании с методами удаления дефектного слоя до, в процессе и после ТМО – широкоуниверсальной, обеспечивающей высокие уровень свойств материала, точность размеров, формы и качество поверхности.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА КЛАССА ПРОЧНОСТИ K65 на ОАО «АМК»

А.А. Науменко, Ю.Д. Морозов

ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», г. Москва
morozov@chermet.net

Строительство магистральных трубопроводов для транспортировки газа с повышенным давлением (например газопровод Бованенко-Ухта с рабочим давлением 120 МПа) привлекают все больше внимания к сталям повышенной прочности, таких как K65. Применение сталей такого класса прочности вместо традиционных сталей класса прочности K60 позволяет использовать трубы с меньшей толщиной стенки, тем самым снизить металлоемкость газопроводов и уменьшить эксплуатационные расходы на транспортировку труб и строительство трубопроводов. Для достижения прочности класса K65, как правило, все стали имеют феррито-бейнитную структуру, для получения которой в сталь вводятся элементы тормозящие $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, такие как молибден, никель, хром, медь, марганец. Наиболее эффективно для этих целей использование молибдена и марганца. Если марганец является легко доступным и сравнительно не дорогим элементом, то этого нельзя сказать о молибдене. На основе легирования молибденом в России создан ряд марок сталей класса прочности K65, а сталь производства ОАО «Северсталь» (трубы Ø1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм производства ЗАО «ИТЗ») уже используются при строительстве газопровода Бованенко-Ухта. Имеются сообщения, когда для изготовления листового проката толщиной менее 20 мм. используются стали не содержащие молибден. В связи с этим несомненный интерес представляло опробовать изготовление проката из безмолибденовой стали для получения класса прочности X80 в условиях реконструированного стана «3000» Алчевского металлургического комбината.

Разработан химический состав стали класса прочности K65, проведено опробование производства листового проката в лабораторных условиях. Выявлены зависимости механических свойств от параметров контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения на стане 3000 ОАО АМК. Разработана технология промышленного производства листового проката класса прочности K65 из стали без содержания молибдена в условиях ОАО «АМК».

УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ АВТОТРАКТОРНЫХ СТАРТЕРОВ ЦЕМЕНТАЦИЕЙ В КИПЯЩЕМ СЛОЕ

А.А. Алиев

ФГУП НИИАЭ, г. Москва, niiae@yandex.ru

Для разработки промышленной технологии цементации стальных деталей стартеров в кипящем слое использовали результаты лабораторных исследований с некоторой корректировкой при проведении следующих исследований влияния: соотношения воздух/газ на твёрдость и толщину цементованного слоя; времени выдержки на формирование толщины и микроструктуры диффузионного слоя; распределения концентрации углерода и микротвёрдости по его толщине, а также способа изготовления шестерни на продолжительность цикла цементации.

Исследование влияния соотношения Q_B/Q_T на твёрдость и толщину цементованного слоя в кипящем слое с использованием природного (городского) газа проводили на шестернях из стали марки 15ХР при температуре 950°C, выдержка 2 ч с момента их загрузки. Анализ полученных результатов показал, что максимальное значение твёрдости (HRC62-63) и толщины диффузионного слоя ($h=0,63-0,65$ мм) обеспечивается при соотношении $Q_B/Q_T=2,75:1$. Статистический анализ параметров диффузионного слоя, полученных в результате многочисленных исследований, проведённых на деталях из сталей марок 08кп, 10кп, Ст15, 12ХН, 15ХР, 20ХН2М и др. показал что соотношение воздух/газ 2,75:1 является рациональным.

На основании полученных результатов многочисленных промышленных исследований разработана технология цементации стальных деталей АТЭ в кипящем слое: температура нагрева – 950°C; время выдержки (с момента загрузки деталей в реторту) – 2 часа; расход природного (городского) газа – 2,75 м³/ч; давление природного (городского) газа – 0,082 МПа; соотношение воздух/газ 2,75:1; расход сжатого воздуха – 7,56 м³/ч; давление сжатого воздуха – 0,38-0,4 МПа. После цементации детали в контейнере необходимо подстудить до температуры закалки 850-860°C, охлаждение в масле И-50 ГОСТ20799-80 и отпуск при температуре 180-200°C с выдержкой 1 ч с последующим охлаждением на воздухе.

По разработанной технологии обработаны промышленные партии деталей стартеров. Сравнительные результаты, полученные по существующей технологии цементации в твёрдом карбюризаторе и в кипящем слое приведены в таблице.

Таблица

Сравнительные результаты цементации стальных деталей АТЭ в кипящем слое и цементации по существующей технологии (в твёрдом карбюризаторе)

Наименование детали	Марка стали	Толщина диффузионного слоя, мм		Твёрдость, HRC	
		По существующей технологии	После цементации в кипящем слое	По существующей технологии	После цементации в кипящем слое
Втулка отводная левая и правая стартеров	08кп	0,15-0,35	0,60-0,62	56-57	58-60
Винт полюса	10	0,25-0,55	0,60-0,62	57-58	59-60
Сухарь опорный стартеров	Ст15	0,4-0,5	0,60-0,61	56-58	60-61

Шестерня привода стартеров	15XP*	0,4	0,65-0,66	58-60	61-62
Втулка направляющая в сборе	15XP*	0,5-0,7	0,62-0,63	56-58	60-61
Шестерня привода стартера	20XH2M	0,5-0,7	0,60-0,62	56-58	61-62
Кольцо упорное стартера	12XH	0,3-0,5	0,6-0,65	58-60	60-61

*—детали изготовлены методом холодного давления.

Анализ технического уровня существующей и разработанной новой технологии цементации в кипящем слое с использованием городского газа выявил следующие преимущества последней: возможность превышения толщины слоя в 1,5-2,0 раза и твёрдости на 3-5 единиц HRC; сокращение продолжительности цикла на 20-25 мин; экономия 50 кВт/ч на цикл, вследствие исключения необходимости подогрева цементованных деталей под закалку и решение проблемы утилизации отработанного твёрдого карбюризатора.

Разработанная технология внедрена в массовое производство на заводе ОАО «ЗиТ» (г. Самара).

УПРОЧНЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ МАГНЕТО ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИЕЙ В КИПЯЩЕМ СЛОЕ.

А.А. Алиев

ФГУП НИИАЭ, г. Москва, niiae@yandex.ru

На основании проведенных исследований и полученных результатов разработана технология нитроцементации в кипящем слое низко- и среднеуглеродистых сталей на промышленной модернизированной установке «Корунд-300» с использованием городского газа, аммиака и сжатого воздуха, которая имеет следующие параметры: температура нагрева – 830-840°C; время выдержки зависит от толщины слоя и массы садки) – 1,5-2 ч; расход природного (городского) газа – 2,75 нм³/ч; расход сжатого воздуха – 7,56 нм³/ч; расход аммиака – 0,5-1,5 нм³/ч; соотношение воздух/газ – 2,75:1; давление природного (городского) газа – 0,082 МПа; давление аммиака – 0,08-0,1 МПа; давление сжатого воздуха – 0,32 МПа.

По разработанной технологии изготовлена промышленная партия деталей АТЭ – магнето из разных марок сталей, результаты приведены в таблице. Поверхности деталей были чистыми.

Таблица

Сравнительные результаты нитроцементации промышленных деталей магнето из исследуемых в кипящем слое на модернизированной установке «Корунд-300».

Наименование детали и номер чертежа	Материал детали	Требования чертежа		После нитроцементации в кипящем слое	
		толщина слоя, мм	твёрдость (HRC), не менее	толщина слоя, мм	твёрдость (HRC), не менее
Грузик магнето ПМ302А-6052	08кп	0,2-0,3	57	0,25-0,30	59
Поводок магнето ПМ302А-6002	08кп	0,2-0,3	57	0,25-0,30	59
Пластина ведомая МС-8112	10кп	0,15-0,25	51-56	0,35	60
Основание магнето ПМ302А-6070	08кп, А12	0,2-0,3	57	0,25-0,3	60
Втулка магнето МС22-8111А	Ст.15	0,2-0,25	58	0,3	60
Корпус магнето МС15-8101	Ст.15Л	0,15-0,25	51	0,3	59
Штифт магнето МС22-8011	Ст.40	0,15-0,25	57-61	0,3-0,35	62

Анализ концентрации вредных веществ, выделяющихся от работающей промышленной установки «Корунд-300» при нитроцементации показал, что она в 2 раза ниже предельно допустимой концентрации (ПДК) ГОСТ12.1.005.88. Санэпидемстанция Промышленного района г. Самары в заключении от 18.12.2001 г. подтвердила, что технологии цементации и нитроцементации и комплекс оборудования соответствуют государственным санитарно-эпидемиологическим правилам и нормативам и признаны экологически чистыми.

Разработанные экологически чистые технологии цементации и нитроцементации стальных деталей АТЭ в кипящем слое были внедрены в массовом производстве на ОАО «ЗиТ» (г. Самара)

В результате внедрения промышленной технологии нитроцементации в кипящем слое значения характеристик диффузионного слоя на 15-20% превышают требования чертежей, ликвидированы технология и оборудование цианирования в жидкой среде, (частично) цементации в твёрдом карбюризаторе и проблемы утилизации их вредных отходов. Таким образом решена ещё одна задача по повышению качества деталей АТЭ – стартеров и магнето.

Секция 2

Стеновые доклады



МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В ЗОНЕ РЕЗАНИЯ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ИНСТРУМЕНТА С ИЗНОСОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ

Р.И. Ахметшин

Уфимский государственный авиационный технический университет

Широкое промышленное использование режущих инструментов (РИ) с износостойкими покрытиями позволяет: повысить стойкость и надежность инструмента, сократить удельный расход дорогостоящих остродефицитных инструментальных материалов и номенклатуру применяемых сплавов стандартных марок и т.д. Направленное изменение свойств покрытий позволяет существенно влиять на контактные характеристики процесса резания.

В данной работе оценивалась способность износостойких покрытий изменять распределение тепловых потоков за счет изменения контактных условий. С одной стороны, покрытие может обладать экранирующим свойством, отражая теплоту и препятствуя ее проникновению в инструмент. С другой стороны, за счет использования покрытия изменяется коэффициент трения, что также сказывается на генерации теплоты и величине температуры контакта.

При компьютерном моделировании процесса резания появляется возможность варьировать теплофизическими и трибологическими характеристиками приконтактной зоны, имитируя параметры износостойких покрытий (их теплопроводность и коэффициент трения), а также исследовать их влияние на температуру резания.

Для моделирования резания использовали программный пакет Deform – 3D. Используя эталонную обработку, задавали основные условия резания: режимы обработки, геометрию инструмента и заготовки, параметры покрытий инструмента и т.д.

В результате проведенных расчетов установлено, что наибольшая температура резания соответствует обработке инструментом без покрытия. Максимальное снижение интенсивности тепловых потоков в системе «инструмент-заготовка» обеспечивают покрытия, имеющие многослойную архитектуру, причем интенсивность теплового потока заметно зависит от последовательности составляющих слоев многослойного покрытия. В частности более благоприятное тепловое состояние режущего клина инструмента обеспечивает двухслойная система покрытия «твердосплавный субстрат – Al_2O_3 (5 мкм) – TiN (5 мкм)» в сравнении с двухслойной системой «твердосплавный субстрат – TiN (5 мкм) – Al_2O_3 (5 мкм)».

Максимальное улучшение теплового состояния режущего клина твердосплавного инструмента обеспечивает трехслойная система «твердосплавный субстрат – Al_2O_3 (5 мкм) – TiCN (5 мкм) – TiN (5 мкм), что обусловлено благоприятным сочетанием слоев многослойной конструкции покрытия. В частности, у такого покрытия верхний слой TiN обеспечивает максимальное снижение адгезионной активности твердого сплава ТТ8К6 по отношению к обрабатываемому материалу, переходный слой TiCN осуществляет прочную адгезию между верхним TiN и нижним Al_2O_3 слоями, а нижний слой Al_2O_3 эффективно экранирует действие теплового потока от фрикционных источника тепла на передней и задней контактирующих поверхностях инструмента.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ РАЗМЕРОВ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДВУТАВРОВОЙ БАЛКИ ПРИ ПРОКАТКЕ С ПРИНУДИТЕЛЬНЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ

Е.Г. Белов¹, О.Ю. Ефимов¹, Л.М. Полторацкий¹, В.Я. Чинокалов¹, В.Е. Громов²

¹ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк
efimov_oyu@zsmk.ru

³Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
gromov@physics.sibsiu.ru

Повышенные требования потребителей металлопродукции к геометрическим размерам и комплексу механических свойств новых видов проката, эксплуатирующихся в сложных подземных условиях, лежат в основе создания новых ресурсосберегающих технологий обработки металлов давлением.

В среднесортном цехе ОАО «ЗСМК» на стане 450 была проведена опытная прокатка из непрерывнолитой заготовки 150х200 мм с принудительным охлаждением двутавровой балки М155 для шахтных монорельсовых дорог. Для настройки на профиль были использованы заготовки из стали 3Гсп. После получения профиля в пределах допуска по геометрическим размерам и массе погонного метра в соответствии требованиями ТУ0925-054-57630712-2002 «Балки двутавровые для шахтных монорельсовых дорог» были прокатаны заготовки сталей 3Гсп, 5сп, 09Г2С.

Результаты испытаний и требования стандартов к механическим свойствам проката различных классов прочности приведены в таблице. Видно, что по прочностным свойствам балка всех опытных партий превышает требования класса 245 и соответствует классу 285 по ТУ 0925-054-57630712-2002.

Таблица – Механические свойства проката

Марка стали	Механические свойства				Ударная вязкость КСЧ, Дж/см ²		
	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ_5 , %	изгиб на 180° вокруг оправки, d	при Т°С,		после мех. старения
					+20	-20	
Ст3Гсп	510	330	27	d =0,5a уд	172	113	105
Ст5сп	540	325	28	d =a уд	110	44	48
09Г2С	500	345	31	d =0,5a уд	327	178	257
Требования							
ТУ 0925-054-57630712	370-490	≥245	≥26	d =0,5a	ТУ 0925-054-57630712-2002		
	450-590	≥285	≥20	d =3a	≥98	≥49	≥49

Сталь Ст3Гсп имела содержание углерода и легирующих элементов на верхнем пределе требований ГОСТ 380, что не позволяет гарантировать получение класса 285 во всем марочном диапазоне химического состава.

Сталь марки Ст5сп показала несоответствие при испытании на ударную вязкость. Анализ результатов таблицы показывает, что наиболее оптимальной, по освоенности на комбинате и достигнутому уровню свойств, для производства балки М155 класса 285 по ТУ 0925-054-57630712-2002 является сталь марки 09Г2С.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ЛИСТОВОМ ПРОКАТЕ КЛАССА ПРОЧНОСТИ К60 И К65

О.Е. Бодрова, Р.В.Сулягин, О.Г. Зотов, С.В. Сосин

ЗАО «Ижорский трубный завод», г. Колпино, Ленинградская обл.

OE.Bodrova@itz.severstal.com

Санкт-Петербургский политехнический университет

ОАО «Северсталь», г. Череповец

Освоение новых месторождений нефти и газа в районах с неблагоприятными климатическими условиями и увеличение мощности магистральных трубопроводов в настоящее время приводит к повышению требований к металлу труб большого диаметра в отношении прочности, ударной вязкости, сопротивления хрупкому разрушению, свариваемости. Помимо этого, в спецификации на поставку стальных листов для изготовления труб наиболее ответственных магистральных газопроводов вводятся требования к структурной и химической неоднородности.

Вырезка образцов для испытаний механических свойств (таких как растяжение, испытание падающим грузом и др.) осуществляется в большинстве случаев от одного из торцев листа из $\frac{1}{4}$ ширины. Принято считать, что данная область наиболее полно характеризует свойства всего листа. Очевидно, что добиться абсолютно одинаковых свойств по всей площади проката невозможно. Исследование механических свойств и микроструктуры по длине, ширине и толщине двух листов из стали класса прочности К60 и К65, проведенных на ЗАО «ИТЗ», подтвердило данный факт.

В данной работе была сделана попытка установления взаимосвязи между пределом прочности, процентом вязкой составляющей в изломах образцов ИПГ и микроструктурой, а также выявить причины получения неудовлетворительных свойств.

Испытания механических свойств проводились в лаборатории механических испытаний ЦЗЛ ЗАО «ИТЗ». В данной работе вырезка образцов для механических и металлографических испытаний происходила по всей площади листа: у края 1; $\frac{1}{4}$ длины; $\frac{1}{2}$ длины; $\frac{3}{4}$ длины; у края 2 и $\frac{1}{4}$ ширины; $\frac{1}{2}$ ширины; $\frac{3}{4}$ ширины. В каждом исследуемом сечении отбиралось по три пробы. Исследование микроструктуры проводилось на микроскопе LEICA DMI5000M с помощью анализатора изображения ВидеоТест «Размер 5» и «Металл 1.2».

В результате были построены графики распределения предела прочности и вязкой составляющей в листе. Показано, что распределение механических свойств в листах К60 и К65 носит одинаковый характер. При этом, изменение процента вязкой составляющей в изломе образцов ИПГ носит противоположный характер распределению пределу прочности листового проката. Определено влияние структурных составляющих и их количества на механические свойства.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА СТАЛЬНОЙ ЛИТОЙ ДРОБИ ИЗ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

С.В. Грачев, О.В. Жуйков

ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, mla@mtf.ustu.ru

Стальная литая дробь нашла широкое применение в промышленности главным образом для очистки слитков и отливок от окалины и для упрочнения поверхности. При этом для более эффективного воздействия дроби на поверхность обрабатываемых деталей обычно применяются высокоуглеродистые стали заэвтектоидного состава. Содержание углерода в расплаве достигается подшихтовкой коксом расплава металлолома до нужного уровня. Однако при применении высокоуглеродистых сталей в ряде случаев возникают трудности, связанные со снижением мартенситных точек вплоть до комнатной температуры. Структура такой дроби преимущественно состоит из остаточного аустенита и отдельных крупных игл мартенсита. Количество мартенсита может составлять 10 % и ниже. Однако в такой высокоуглеродистой дробе может протекать изотермическое образование мартенсита и соответственно увеличение твердости.

В настоящей работе рассмотрено изменение структуры и свойств стальной литой дробы, содержащей 1,87-1,9 % углерода. В литом состоянии структура такой дробы состоит из остаточного аустенита и отдельных кристаллов мартенсита, количество которого по рентгеноструктурным данным составляет 5-7 %. Средняя твердость такой дробы составляет примерно 300 HV. Была проведена длительная выдержка этой дробы в течение 2 лет. Показано, что соотношение между количеством мартенсита и остаточного аустенита составило 27:73. При этом твердость дробы возросла до 700-900 HV.

Оценку изменения структуры и свойств дробы удобно делать на основании гистограмм, которые показывают значительный разброс свойств, поэтому в ряде случаев берутся средние значения свойств по максимуму на гистограмме. Отпуск литой высокоуглеродистой дробы проводился при температурах 200-500° С. Показано, что даже при высоком отпуске 500° С средняя твердость дробы составляет 350-450 HV при этом значение разрушающей нагрузки при испытаниях на сжатие составляет 3,5-4,5 кН. Применение повторной термической обработки: закалка от 1000 и 800° С с последующим отпуском дает более высокие значения твердости при тех же значениях разрушающей нагрузки.

В практике получения стальной литой дробы нецелесообразно обрабатывать дробь на максимальное значение твердости, так как при повышении твердости и понижении пластичности уменьшается обратимость применения дробы.

Было показано, что высокоуглеродистой дробы вместо закалки и отпуска можно применять нормализацию. При этом значения твердости составляют 350-450 HV (аустенитизация при 1000° С).

Таким образом, двойная термическая обработка высокоуглеродистой дробы может быть заменена одинарной.

ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБЧАТЫХ ДЕТАЛЕЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ С КОМБИНИРОВАННЫМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

В.Б. Дементьев¹, Н.А. Спичкин¹, О.И. Шаврин²

¹Институт прикладной механики УрО РАН, г. Ижевск, ipm@udman.ru

²Ижевский государственный технический университет, г. Ижевск

Повышение характеристик конструктивной прочности ряда толстостенных ($a = D/d \geq 2,0$) трубчатых деталей современных машин, работающих в сложных условиях эксплуатации (высокие температуры, давления, агрессивные среды) за счет применения сталей глубокой прокаливаемости с повышенным содержанием легирующих элементов или конструктивных решений типа бандажирования (скрепления) приводит или к существенному удорожанию изделий или к усложнению технологии и особым требованиям к проведению работ.

Как показывает опыт последних лет, решить эту проблему можно с использованием новых схем формообразующе-упрочняющей обработки, в т.ч. термомеханической обработки. Для длинномерных осесимметричных толстостенных трубчатых деталей из среднелегированных конструкционных сталей типа 30ХН2МФА предложена высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) с индукционным сквозным нагревом заготовки, последующим комбинированным деформированием винтовым обжатием (ВО) в неприводной клетки на короткой удерживаемой охлаждаемой оправке со степенью деформации $\varepsilon=20 - 22\%$ и виброударным деформированием (ВУД) со степенью деформации $\varepsilon=3 - 5\%$ и регламентированными частотой, амплитудой, энергией единичного удара и усилием статического поджатия, а также последующей закалкой в наружном и внутреннем спрейерных устройствах. После этого заготовка подвергалась градиентному отпуску с регламентированным перепадом температур по сечению. На всех стадиях обработки (нагрев, деформирование, охлаждение) использованы технологичные, конструктивно несложные оборудование, инструмент и оснастка.

В результате последующих металлографических исследований и испытаний по определению механических характеристик металла и характеристик конструктивной прочности трубчатых образцов установлено, что характеристики прочности, пластичности и ударной вязкости для образцов из сталей типа 30ХН2МФА, 38ХН3МФА находятся на уровне $\sigma_b=1450$ МПа, $\sigma_{\text{тц}}=1300$ МПа, $\delta=15-17\%$, $\psi=53-55\%$, $KCU^{+20}=0,5$ МДж/м², а такие характеристики конструктивной прочности как предел упругого сопротивления p_y и величина разрушающего давления p_r увеличились на 17-20% по сравнению с полученными после штатной термической обработки. В структуре определяется наноразмерная карбидная фаза (30 – 50 нм). Очевидно такие характеристики определяются за счет создания в материале трубчатой заготовки управляемого объемного деформированного состояния при комбинированном деформировании (ВО+ВУД), структурного состояния и фазового состава при реализации режима термомеханической обработки (ВТМО) и благоприятной эпюры остаточных напряжений при комбинированном охлаждении с регламентированным отношением расходов охладителя в наружном и внутреннем спрейерах. Одновременно такая схема обработки позволяет повысить точность размеров и качество наружной и внутренней поверхности трубных заготовок.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ПРИНУДИТЕЛЬНОМ ОХЛАЖДЕНИИ АРМАТУРЫ И ФАСОННЫХ ПРОФИЛЕЙ БОЛЬШОГО РАЗМЕРА

О.Ю. Ефимов¹, Е.Г. Белов¹, А.Б. Юрьев², В.Е. Громов³,
В.Я. Чинокалов¹, С.В. Коновалов³

¹ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк,
efimov_oyu@zsmk.ru

²ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат», kosterev_vb@nkmk.ru

³ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г. Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии проведены исследования поверхности разрушения, фазового состава и дефектной субструктуры арматуры диаметра 50 мм из стали 18Г2С и двутавровой балки М155 из стали 09Г2С, термоупрочненных с горячего проката принудительным охлаждением.

Прокатка балки и арматуры проводилась на сортовом стане 450. После выхода из последней клетки прокат подвергался принудительному охлаждению в установках термического упрочнения (УТУ), а затем доохлаждался на воздухе.

Установлено, что термоупрочнение принудительным охлаждением, значительно повышающее уровень механических свойств, сопровождается формированием слоистой структуры, характеризующейся закономерным изменением величины и профиля микротвердости, формированием зон различной травимости, особенностями строения поверхности разрушения.

Выявлено, что в результате принудительного охлаждения в потоке воды вследствие соответствующего изменения механизма полиморфного $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения стали в приповерхностном слое, обладающем максимальной микротвердостью, формируется преимущественно структура мартенсита отпуска; структурно-фазовое состояние переходного слоя представлено субзернами и зернами феррита изотропной и анизотропной форм, зернами перлита пластинчатой морфологии и «псевдоперлита», кристаллами бейнита, пластинами видманштеттова феррита; центральная зона сформирована преимущественно зернами перлита пластинчатой морфологии и зернами структурно свободного феррита. Относительное содержание данных типов структуры закономерным образом изменяется по мере удаления от поверхности проката.

Воздействие сохраненного прокатом тепла приводит:

- во-первых, к выделению частиц цементита, морфология и средние размеры которых зависят от типа структуры и вида структурного дефекта, на котором они образуются, расстояния анализируемого слоя до поверхности;
- во-вторых, к обеднению твердого раствора на основе α -железа атомами углерода;
- в-третьих, к перестройке дислокационной субструктуры и частичной аннигиляции дислокаций, снижению величины кривизны-кручения кристаллической решетки феррита, формированию субзерен и зерен рекристаллизации.

ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВНЕШНЕЙ НАГРУЗКОЙ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

Л.С. Малинов

*Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина,
Leonid-Malinov@yandex.ru*

Важнейшей задачей в настоящее время является ресурсосбережение. Одним из направлений её решения должно стать повышение долговечности деталей машин и инструментов, преждевременный выход из строя которых из-за износа приводит к большим материальным и финансовым потерям. Обычно детали ответственного назначения изготавливают из сталей и чугунов, содержащих дорогие легирующие элементы – никель, вольфрам, кобальт и др., а после их износа для восстановления используют аналогичные по составу наплавочные материалы. Повышение долговечности деталей и инструментов достигается также применением упрочняющих технологий, требующих больших энергетических затрат и дорогостоящего оборудования. Однако есть альтернативный путь решения проблемы повышения долговечности. На кафедре «Материаловедение» Приазовского государственного технического университета автором предложено и развивается перспективное научное направление по созданию экономнолегированных многофункциональных сталей, чугунов, наплавочных материалов и упрочняющих технологий, реализующих получение метастабильной структуры, способной под влиянием деформационно–термической обработки, являющейся следствием действия внешней нагрузки в процессе эксплуатации, обеспечить самозащиту материалов от износа. Она позволяет материалам подобно биологическим объектам приспосабливаться в процессе эксплуатации к внешним нагрузкам за счёт протекания под их влиянием структурных и фазовых превращений, повышающих механические и эксплуатационные свойства. В поверхностном слое образуется высоко дисперсная структура мартенсита большой твёрдости. Определённую роль в этом играет высокая плотность дислокаций и динамическое старение, являющиеся результатом многократной деформации и нагрева поверхностного слоя под действием внешней нагрузки при эксплуатации. В отличие от этого обычно эти превращения реализуют при термообработке в процессе изготовления деталей и инструментов для их существенного упрочнения. Следует подчеркнуть, что энергия внешнего воздействия, обычно вызывающая в процессе эксплуатации деформацию и разрушение материала, при получении в нём исходной метастабильной структуры повышает его свойства в течение продолжительного времени. Последнее обусловлено тем, что значительная часть этой энергии расходуется на структурные и фазовые превращения, происходящие при деформационно-термическом воздействии в процессе самой эксплуатации. При этом меньшая её доля идёт на разрушение. Существенное повышение износостойкости деталей и инструментов, изготовленных из сталей и чугунов с метастабильной структурой, происходит за счёт использования их внутреннего резерва, что очень важно.

ВЛИЯНИЕ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ПАРОПРОВОДОВ

И.И. Минц, Л.Е. Ходыкина

*Филиал «УралВТИ-Челябэнергосетьпроект» ОАО «Инженерный центр
энергетики Урала», г. Челябинск
om.mints@chel.iceu.ru*

В настоящее время для продления срока эксплуатации паропроводов из Ст-Мо-V сталей, выработавших фактический ресурс безопасной работы, в энергетике широко используется восстановительная термическая обработка (ВТО), заключающаяся в нормализации с высокотемпературным отпуском.

Опыт эксплуатации паропроводов, подвергнутых ВТО, достаточно разнообразен. Наряду с тем, что после ВТО некоторые паропроводы к настоящему времени отработали порядка 10 лет, имеются случаи отдельных повреждений гнутых участков после эксплуатации в течение менее одного года.

В работе проведено исследование влияния ВТО на структуру и служебные свойства (длительные прочность и пластичность) металла наиболее повреждаемых элементов паропроводов — гнутых участков (гибов).

Выявлено, что:

- в результате проведения ВТО образуется крупнозернистая феррито-бейнитная структура с размером действительного зерна на три-четыре номера больше, чем типичный для металла заводской поставки.

- Поры ползучести размером 1—5 мкм, образовавшиеся в металле в процессе предыдущей эксплуатации, при ВТО не залечиваются. В ряде случаев наблюдается рост пор.

- Результаты прямых испытаний на длительную прочность показали, что если ВТО был подвергнут металл с порами ползучести, то значения длительной прочности и, особенно, длительной пластичности металла в ряде случаев существенно ниже, чем металла заводской поставки.

- При последующей эксплуатации паропроводов, подвергнутых ВТО, накопление микроповрежденности в виде пор ползучести в металле гибов развивается значительно быстрее, чем в гibaх заводской поставки.

Полученные данные свидетельствуют о неоднозначном влиянии ВТО на надежность эксплуатации гибов паропроводов.

Разработаны критерии и границы применимости ВТО.

Показана техническая целесообразность ужесточения контроля гибов паропроводов, подвергнутых ВТО и эксплуатирующихся вплоть до настоящего времени.

ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ СОВМЕЩЕННЫМИ ОБРАБОТКАМИ

Е.Г. Пашинская¹, В.В. Столяров²

¹ДонФТИ НАНУ им. А.А. Галкина, г. Донецк, pashinska@mail.ru

²Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва, vlstol@mail.ru

Проблема повышения эффективности технологических обработок остается актуальной, т.к. ее решение позволяет получить заметные преимущества за счет повышения уровня физико-механических свойств обрабатываемых материалов. Совмещение традиционных обработок с электроимпульсными воздействиями дает возможность дополнительного управления структурой и свойствами материалов. Например, высокую эффективность демонстрируют технологии электроимпульсной обработки расплавов, влияющие на формирование и рост кристаллизующейся фазы. Их роль на макроуровне проявляется в уменьшении размера дендритов и химической неоднородности в отливках [1].

Широкое распространение получают также технологии электропластической деформации, совмещающие деформацию металла (прокатку, ковку, волочение) с электроимпульсным воздействием. Показано, что в этом случае изменения структуры происходят на мезоуровне и микроуровне, проявляющиеся в измельчении и однородном распределении зерен по размерам, увеличении доли высокоугловых границ. Изменения обеспечиваются динамической подвижностью дефектов кристаллической структуры в зоне деформации металла [3]. На диаграммах растяжения наблюдаются разнонаправленные скачки напряжения, связанные с электропластическим эффектом и фазовыми превращениями. В результате обработки удается значительно повысить прочность и пластичность, соответственно, при комнатной и повышенной температурах [2].

Обнаружено, что эффективность совмещенной обработки (прокатка с током) выше для малопластичных сплавов. В том числе, чем менее чистый материал деформируется, чем выше содержание примесей в нем или больше выделений второй фазы, тем более сильно такая обработка повышает деформируемость.

Таким образом, совмещенные обработки позволяют интенсифицировать воздействие на макро-, мезо-, микроуровнях регулируя уровень физико-механических свойств обрабатываемого материала как в процессе самой обработки материала, так и при эксплуатации. Работа выполнена по совместному проекту РФФИ 08-08-90403-Укр_а и НАНУ №12-08-а.

1. Е.Г. Пашинская, В.В. Пашинский. Особенности влияния слабых импульсных магнитных полей на структуру и свойства сплава на основе Сг-Sn. Физика металлов и металловедение. - 1998. - Т. 85, в. 6. - С. 120-126.
2. Stolyarov V.V. Deformability and nanostructuring of shape memory TiNi alloys during the electroplastic rolling, V.V. Stolyarov, Mater. Sci. Eng. A (2008), doi:10.1016/j.msea.2008.01.094.
3. O.I. Datsko, V.I. Alexeyenko, E.G. Pashinskay. The influence of treatment by the impulses of weak magnetic field on nonelastic properties in nitrogen-content steels. Proc. of the 5-th International Conf. on High Nitrogen Steels. - Stocholm (Sweden). - 1998. - P. 111.

Секция 3
«Термомеханическое поведение сплавов с
памятью формы»



СПЛАВЫ С ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ И МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ

В.Г. Пушин

*Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук,
г. Екатеринбург, pushin@imp.uran.ru*

Исследование материалов с термомеханической и магнитоуправляемой памятью формы является важной и актуальной проблемой в настоящее время. Как известно, методы быстрой закалки из расплава (БЗР) и методы многократной интенсивной пластической деформации (ИПД) наряду с комплексным легированием позволяют получать металлические материалы с необычными свойствами в наноструктурном состоянии. Нами применение данных подходов рассмотрено для сплавов на основе никелида титана с эффектами памяти формы (ЭПФ). Их использование открыло уникальные возможности изменения микроструктуры, влияния на фазовые превращения и связанные с ними физико-механические свойства сплавов с ЭПФ. Установлено, что ИПД кручением под высоким давлением, как и БЗР, обеспечивает предельное измельчение зерна, вплоть до аморфизации сплавов на основе никелида титана. Впервые было показано, что при этом аморфная матрица содержит нанообласти с сильно искаженной, но близкой к В2-решетке атомной структурой, которые становятся центрами последующей нанокристаллизации при низкотемпературном отпуске. Параметры наноструктуры (размер зерна от 10 до 100 нм) легко контролируются выбором его температуры и длительности. Нанонитинол демонстрирует рекордные значения пределов прочности (до 2700 МПа), текучести (2000 МПа), реактивного напряжения при ЭПФ (1300-1500 МПа) при пластичности 15-20 %, высокую термостабильность структуры и свойств. Использование ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) по разным режимам позволило впервые создать объемные НС сплавы с ЭПФ. Основным механизмом формирования зеренной структуры (средний размер зерна 200 нм) в данном случае является сочетание динамических процессов полигонизации, фрагментации и рекристаллизации. По сравнению с поликристаллическими прототипами объемные (после РКУП) и длинномерные (после БЗР) НС сплавы Ti-Ni имеют высокие прочностные и пластические свойства в широком интервале температур, комплекс предельных узкогистерезисных ЭПФ. Для дальнейшего улучшения механических характеристик и в качестве формообразующей обработки массивных наноструктурных сплавов TiNi с ЭПФ был использован метод РКУП, комбинируемый совместно с другими деформационно-термическими воздействиями (прокаткой, волочением, отжигом).

Влияние комплексного легирования, БЗР и ИПД на структуру, фазовые превращения и функциональные характеристики изучено также на сплавах Гейслера на основе системы Ni_2MnGa , способных испытывать магнитные и мартенситные превращения и демонстрирующих термомеханические и магнитоуправляемые эффекты памяти формы.

В заключение рассмотрены примеры практического использования сплавов с ЭПФ в технике и медицине, включая перспективные применения наноструктурных материалов.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами УрО и СО РАН, РФФИ 07-03-67062, госконтрактами 02.513.11.3053, 02.513.11.3197.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА, ОБЛУЧАЕМОМ НЕЙТРОНАМИ

С.П. Беляев, Р.Ф. Коноплева, И.В. Назаркин, А.В. Накин, В.А. Чеканов

*Санкт-Петербургский институт ядерной физики им.Б.П.Константинова РАН,
spb@pnpi.spb.ru, krf@pnpi.spb.ru*

Нейтронное облучение приводит к изменению степени дальнего порядка, возрастанию плотности точечных дефектов и их комплексов, а также (при высоких интегральных дозах) к аморфизации в никелиде титана. Ранее в работах авторов было установлено, что подобные изменения структуры сплава вызывают существенные изменения температурной кинетики мартенситных превращений. При низкотемпературном облучении температуры мартенситных превращений смещаются в направлении низких температур по мере нарастания флюенса нейтронов. Целью настоящей работы явилось изучение функциональных свойств облучаемого нейтронами сплава TiNi, а также возможности стимулирования эффекта памяти формы облучением сплава в изотермических условиях.

Эксперименты выполняли в низкотемпературной гелиевой петле реактора ВВР-М ПИЯФ РАН. Непосредственно в процессе облучения при температуре 170 К производили измерения деформации пружины из сплава TiNi, соединенной с упругой контрпружиной. Возможность произвольной вариации температуры в процессе облучения в петле позволила измерять температурные зависимости деформации на любом этапе облучения. При нагревании образец во время фазового перехода увеличивал длину на 2 мм, одновременно поджимая противодействующую пружину (эффект памяти формы), а при охлаждении в процессе превращения образец укорачивался на ту же самую величину под сжимающей силой, действующей со стороны контрпружины (эффект пластичности превращения). Установлено, что критические температуры мартенситных переходов в сплаве TiNi снижаются с нарастанием флюенса по экспоненциальному закону, температурный гистерезис превращения увеличивается от 45 до 85 К, температурная область существования R-фазы расширяется от 30 до 85 К. Однако несмотря на столь существенные изменения кинетики переходов сплав полностью сохраняет способность к обратимому деформированию в процессе мартенситных превращений, и эффекты пластичности превращения и памяти формы проявляются в полной мере до флюенса $7 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$.

Обнаруженное смещение температур превращения указывает на возможность реализации радиационно стимулированного эффекта памяти формы. В связи с этим в работе исследовано восстановление неупругой деформации образцов сплава TiNi, облученных в атомном реакторе в изотермических условиях. Перед облучением цилиндрические образцы деформировали сжатием до остаточной деформации $3 \div 6 \%$ в мартенситном состоянии. Установлено, что облучение флюенсом быстрых нейтронов $5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ при температуре 315 К приводит к возврату остаточной деформации. Полученные данные показывают, что нейтронное облучение может стимулировать эффект памяти формы в сплаве TiNi.

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ КРУПНО- И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА TiNi

В.В. Столяров^{1,2}

¹ *Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва*

² *Московский государственный индустриальный университет,
vlstol@mail.ru*

Сплавы с памятью формы TiNi являются интересными объектами для исследований и практических применений, что обусловлено наличием в них обратимого термоупругого мартенситного превращения (МП) и, как следствие, появлением новых функциональных свойств. Наиболее высокий уровень свойств был достигнут сначала в ультрамелкозернистом (УМЗ), а затем в наноструктурном (НС) состояниях В2 аустенита, сформированных, соответственно, методами РКУП [1] и электропластической прокатки (ЭПП) [2]. В настоящей работе исследуются особенности ЭПП, вызванные наличием МП в сплаве TiNi.

Исследовались полосы сечением 2x7 мм из сплава Ti –50.7 ат.% Ni в двух исходных состояниях: крупнозернистом (КЗ) после закалки; УМЗ, полученном методом РКУП [1]. Полосы были подвергнуты многопроходной ЭПП [2] и последующему отжигу при 400- 450 °С - 1 час.

Обнаружено сильное влияние импульсного тока на деформируемость обоих состояний и температуры МП. Максимальная степень деформации с током ($\epsilon = 1.91$) и без тока ($\epsilon = 0.54$) отличаются более чем в три раза, при этом критические значения тока наблюдаются в интервале от 84 до 200 А/мм².

ЭПП с последующим отжигом формирует наноструктуру с средним размером зерен менее 80 нм, снижает коэффициент трения, повышает износостойкость, механические характеристики σ_m , σ_B и $\sigma_{0.2}$ по сравнению с КЗ и УМЗ состояниями.

Показано, что одиночные импульсы тока вызывают незначительный нагрев, который однако инициирует скачки напряжений, природа и характер которых зависят от фазового состояния сплава, дисперсности и режимов тока.

Работа поддержана РФФИ, гранты # 08-08-00497-а и 08-08-90403-Укр_а.

1. Stolyarov V., et al, *Phys. Met. Metallogr*, 100, 6 (2005) 91-102.
2. Stolyarov V., et al, *J. of High Pressure Physics and Technique*, 4, 16 (2006) 64-67.

ВЛИЯНИЕ ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХУПРУГОГО ВОЗВРАТА ПРОВОЛОКИ СПЛАВА Ti-50.7%Ni ДЛЯ СТЕПЛЕРА, СШИВАЮЩЕГО КРОВЕНОСНЫЕ СОСУДЫ

И.Ю. Хмелевская¹, М.В. Сутурин², С.Д. Прокошкин¹, А.А. Чернавина¹,
М.В. Краснощеков¹, А.И. Крылова¹

¹ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов», khmel@tmo.misis.ru

²«Endogene PTU», г. Мельбурн, Австралия, msoutorine@yahoo.com.au

Предложенная доктором М.В. Сутуриным методика аортокоронарного шунтирования с помощью оригинального степлера позволяет сшивать сосуды скрепками из сплава Ti-Ni с эффектом сверхупругости на «работающем сердце» (без отключения сердца). С целью получения высокого комплекса функциональных свойств скрепок степлера исследовали влияние температуры последеформационного отжига в интервале температур 350-540°C на полноту формовосстановления и усилие сверхупругого возврата проволоки и скрепок, изготовленных из проволоки двух сплавов расчетного состава Ti-50.7%Ni. Проволоку диаметром 0.315 мм и 0.30 мм изучали в состоянии после теплого волочения и после низкотемпературной ТМО (НТМО) с холодной деформацией 25-30% на последнем проходе.

Для определения температурных интервалов мартенситных превращений использовали дифференциальную сканирующую калориметрию. Механические испытания проволоки на растяжение в режиме деформации до разрушения и в режиме нагружение-разгружение проводили на испытательной машине Инстрон. Определяли силовые и деформационные параметры проволоки: предел прочности, фазовый предел текучести, дислокационный предел текучести, усилие сверхупругого возврата, длину площадки текучести, упругую, сверхупругую и остаточную невозвратимую деформацию.

Усилие сверхупругого возврата и полноту формовосстановления скрепок исследовали на специально сконструированной лабораторной установке.

Наиболее полное восстановление формы проволоки за счет реализации сверхупругости наблюдается после ПДО при 400°C и составляет 6-7%. Увеличение деформации до 10% приводит к появлению остаточной деформации.

Хранение скрепок в степлере в выпрямленном состоянии в течение 1 месяца практически не влияет на полноту восстановления формы скрепки. Функциональность скрепок подтверждена успешными испытаниями на животных.

Обработка сплава Ti - 50,7 % Ni по схеме НТМО+ПДО при 350-400°C, повышает критическое напряжение сверхупругого возврата скрепки в среднем в 1,5-2 раза по сравнению с теплым волочением. Максимальное полученное значение усилия сверхупругого возврата, $P_{\text{су}} = 4.8 \text{ Н}$.

МУЛЬТИСТАДИЙНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ИНИЦИИРОВАННЫЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕМ ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА TiNi

С.П. Беляев, Н.Н. Реснина

Санкт-Петербургский государственный университет
spb@smel.math.spbu.ru, natasha@smel.math.spbu.ru

Основной причиной мультистадийного мартенситного превращения, наблюдаемого в сплавах TiNi обогащенных никелем, отожженных в интервале температур $450 \div 500$ °С, являются частицы вторичных фаз. В этом случае можно предположить, что в эквивалентном сплаве TiNi, который является нестареющим, этого явления наблюдаться не будет. Вместе с тем известно, что в результате многократного термоциклирования через интервалы фазовых переходов изменяется дислокационная структура сплава. Вследствие этого, в материале возникает неоднородное распределение внутренних напряжений, что способствует не только изменению последовательности переходов, но и неодинаковому смещению температур фазовых превращений, происходящих в областях с различным уровнем напряжений. Это может привести к тому, что мультистадийные превращения будут наблюдаться и в отсутствие частиц Ti_3Ni_4 . Целью настоящей работы явилось изучение изменений последовательности, стадийности и температурных интервалов мартенситных превращений при термоциклировании сплава Ti – 50 ат. % Ni.

В работе обнаружено, что в сплаве $Ti_{50}Ni_{50}$, отожженном 1 час при 500 °С, термоциклирование приводит к тому, что реализация как прямого, так и обратного превращений осуществляется мультистадийно. При охлаждении в одной части материала происходит $B2 \rightarrow B19'$ превращение, а в другой $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ переходы. Температуры $B2 \rightarrow R$ перехода оказываются самыми высокими и практически не меняются при увеличении числа теплосмен. Превращение $B2 \rightarrow B19'$ наблюдается в интервале, находящемся между интервалами $B2 \rightarrow R$ и $R \rightarrow B19'$ переходов, а его температуры немного уменьшаются с циклами. Переход $R \rightarrow B19'$ наблюдается при низких температурах, которые сильно уменьшаются по мере термоциклирования. Двухстадийность обратного перехода обусловлена тем, что температуры обратного $B19' \rightarrow B2$ перехода зависят от пути образования низкотемпературной $B19'$ фазы. Так, сначала происходит переход в B2 фазу кристаллов $B19'$, полученных из R фазы, а затем, при более высоких температурах, образованных из B2 фазы.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО НАПРАВЛЕНИЯ МАКСИМАЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ РЕШЕТКИ ПРИ $B2 \rightarrow B19'$ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Ti-Ni

А.В. Коротницкий

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов», akorotitskiy@rambler.ru

В последнее время всё более широкое практическое применение находят сплавы, проявляющие эффект памяти формы. Поэтому интерес к ним со стороны исследователей, технологов и конструкторов непрерывно возрастает. Сплавы с памятью формы (СПФ) используются в различных областях техники (авиакосмическая, приборостроение, спецмашиностроение, бытовая, и др.). Весьма перспективной областью применения СПФ, как показывает мировой опыт, является медицинская техника, в которой используются СПФ на основе Ti-Ni (никелид титана или нитинол).

Кристаллографический ресурс деформации (КРД) или величина максимальной деформации решетки при термоупругом мартенситном превращении – определяется соотношением параметров решетки исходной и конечной фаз, в случае никелида титана это соответственно кубический B2-аустенит и моноклинный B19'-мартенсит. Эта величина определяет теоретический ресурс полностью обратимой деформации (при реализации эффектов памяти формы и/или сверхупругости) – важнейшего функционального свойства СПФ. Поэтому задача определения КРД имеет принципиальное значение. Кроме того, важно знать кристаллографическое направление, соответствующее максимальному КРД, которое будет определять наиболее выгодную для реализации эффектов памяти формы ориентировку (текстуру) образца, что важно для разработки, обработки и эксплуатации изделий.

В рамках данной работы были разработаны методики и алгоритмы решения, а также созданы компьютерные программы по определению параметров решеток B19'-мартенсита и B2-аустенита, КРД (в т.ч. максимального) при мартенситном превращении $B2 \rightarrow B19'$ и кристаллографической ориентировки максимального КРД в бинарных сплавах Ti-(49,73 – 51,05)ат.%Ni.

Установлено существование концентрационных зависимостей параметров решеток B19'-мартенсита и B2-аустенита и КРД. В исследованном интервале концентраций 49,73–51,05%Ni наблюдается убыль КРД примерно с 11,8 до 10,4%.

Установлено, что для бинарных сплавов Ti-Ni околоэквиатомного состава “оптимальному” направлению, соответствующему максимальному КРД примерно соответствуют 24 варианта направления вблизи $\langle 477 \rangle$. С повышением содержания никеля, направление максимального КРД смещается от направления близкого к $\langle 588 \rangle$ в сторону направления $\langle 122 \rangle$ в исходном B2-аустените.

Были вычислены относительные уменьшения максимальной макроскопической деформации (за счет мартенситного превращения) в изотропном поликристалле по сравнению с благоприятно ориентированным монокристаллом в зависимости от кристаллографического направления КРД в нем. Для сплавов Ti-(49,73 – 51,05)ат.%Ni абсолютное уменьшение максимальной макроскопической деформации составило $\approx 0,96 - 0,76\%$ в зависимости от содержания никеля в сплаве.

ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАСТЯЖЕНИИ СПЛАВА TiNi

У.Х. Угурчиев¹, И.А. Пантелеев², О.А. Плехов², О.Б. Наймарк², В.В. Столяров^{1,3}

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, umar77@rambler.ru

²Институт механики сплошных сред УрО РАН, г. Пермь, poa@icmm.ru

³Московский государственный индустриальный университет, vlstol@mail.ru

Электропластическая деформация (ЭПД) не только повышает деформируемость материалов [1], но и способствует измельчению их структуры до нанометрового диапазона [2]. Для определения механизма ЭПД важно оценить величину сопутствующих эффектов, в частности теплового нагрева, вызванного деформацией и током. Цель настоящей работы – исследовать температурные изменения в сплаве Ni_{50.7}Ti_{49.3} при прокатке (растяжении) с током и оценить относительный вклад теплового и непосредственно электропластического эффектов (ЭПЭ) в повышение деформируемости образца.

Образцы из сплава в исходном состоянии имели форму пластин размером 2х6х150 мм³ для прокатки и гантели с размерами 0.4х2х20 мм³ для растяжения. Исследовались два исходных структурных состояния – крупнозернистое (КЗ) после закалки и наноструктурное (НС), полученное методом электропластической прокатки (ЭПП) образцов КЗ сплава с последующим отжигом. ЭПП образцов осуществлялась при параметрах импульсного тока – плотности ($j = 125 \text{ А/мм}^2$), частоте ($\nu = 910 \text{ Гц}$) и длительности ($\tau = 110 \text{ мкс}$). Растяжение с импульсным током проводилось со скоростью 0.5 мм/мин.

Эволюция температуры в процессе деформирования исследовалась инфракрасной камерой CEDIP Silver 450M. Измерения температуры проводились в спектральном диапазоне 3-5 мкм. Используемое оборудование обеспечивало температурную чувствительность $< 0.025 \text{ мК}$, с частотой $> 1000 \text{ Гц}$ в интервале от – 20 до 500 °С.

Измерения показали, что при прокатке без тока температура образца практически не изменяется и деформационным разогревом можно пренебречь. ЭПП КЗ сплава после одного прохода с минимальной степенью обжатия по толщине (0.025 мм) повышает температуру поверхности образца до 150 °С. Тепловой эффект при этом не вызывает заметных структурных изменений и значительного повышения пластичности.

При растяжении КЗ сплава каждый импульс тока ($j \leq 500 \text{ А/мм}^2$; $\tau \leq 1000 \text{ мкс}$) сопровождался скачкообразным подъемом температуры ($\leq 40 \text{ °С}$) и скачком напряжений вверх или вниз, соответственно, обусловленным мартенситным превращением или ЭПЭ. При растяжении с током НС сплава скачки напряжений, связанные с ЭПЭ, отсутствовали.

1. О.А.Троицкий, Ю.В. Баранов, и др. Физические основы и технологии обработки современных материалов. Теория, технология, структура и свойства. В 2-х тт. – Москва-Ижевск, 2004. 590 с.
2. В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев, И.Б. Трубицына, С.Д. Прокошкин, Е.А. Прокофьев, Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi, ФТВД, 4, 16 (2006) 48-51

Секция 3

Стеновые доклады



РАСЧЕТ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИНЕ ИЗ TiNi ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ С РАЗЛИЧНЫМИ СКОРОСТЯМИ

А.С. Кухарева^{1,2}, А.Е. Волков¹

¹ Санкт-Петербургский государственный университет

² Петербургский государственный университет путей сообщения
kukhareva_as@mail.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) способны накапливать или возвращать значительные неупругие деформации при различных термосиловых воздействиях. Благодаря такому необычному деформационному поведению, они находят применение в различных отраслях техники и медицины. Для решения широкого круга технических проблем особую актуальность приобретает задача развития методов расчета напряжений и деформаций тел различных форм и размеров. Решение краевых задач осложняется тем, что в сплавах с памятью формы происходят термоупругие мартенситные превращения, которые могут быть инициированы как изменением температуры, так и изменением напряжения. Многие физические и механические свойства существенно изменяются в результате превращения. Кроме того, на фронте превращения выделяется или поглощается тепло. В связи с этим напряженно-деформированное состояние в каждой точке тела в каждый момент времени определяется не только краевыми и начальными условиями, но и структурно-фазовым состоянием.

В данной работе решена полностью связанная термомеханическая задача для бесконечной пластины из СПФ, которая подвержена действию продольной внешней силы и охлаждению с поверхности. Определяющие уравнения среды задаются микроструктурной моделью [1]. При расчете поля температур учитывается выделение скрытой теплоты превращения при прохождении прямого мартенситного превращения. Используется условие Ньютона теплообмена со средой. Учитывается влияние напряжений на протекание превращения. Полученная связанная термомеханическая задача решалась численно с использованием итерационной процедуры с переменным итерационным параметром.

Моделировали нагружение пластины из никелида титана продольной силой (F_x), соответствующей начальному напряжению $\sigma_x = 100$ МПа, с последующим охлаждением через интервал прямого мартенситного превращения при постоянной силе. Проведен численный эксперимент для пластины толщиной 20 мм. Рассматривали различные скорости изменения температуры окружающей среды: 0.01, 0.1, 0.25, 0.5, 1, 2, 5, 10 и 100 К/с. Отмечено, что распределения температур по толщине пластины наблюдается неоднородное распределение температур по толщине пластины, что приводит к неоднородному распределению фазового состава и напряжений. Неоднородность механических и температурных полей приводит к тому, что с увеличением скорости охлаждения наблюдается уменьшение величины эффекта пластичности превращения.

1. Волков А.Е. Микроструктурное моделирование деформации сплавов при повторяющихся мартенситных превращениях // Изв. Академии Наук. Сер. Физическая. 2002. Т.66, № 9. С. 1290 – 1297.

РОЛЬ R-ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАВЕДЕНИИ И РЕАЛИЗАЦИИ ЭПФ В СПЛАВЕ Ti-Ni

Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина

ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов», ryklina@tmo.misis.ru

Исследовали сплав с памятью формы (СПФ) Ti-50,7 ат.%Ni в нанокристаллическом, и наносубзеренном состояниях с нанофазным упрочнением. Сплав подвергали низкотемпературной термомеханической обработке (НТМО) прокаткой с умеренной и интенсивной пластической деформацией (ИПД), $\epsilon = 0.3$ и 1.55. Последеформационный отжиг (ПДО) проводили при 450°C, 1 – 10 ч. В качестве контрольной обработки (КО) служила закалка от 700°C (рекристаллизованное состояние аустенита). Варьировали термомеханические условия наведения деформации на функциональные свойства: температурный интервал восстановления формы, обратимую деформацию ЭПФ и обратимого ЭПФ (ОЭПФ), коэффициент эффективности ОЭПФ. Установлено, что наведение ОЭПФ целесообразно осуществлять, используя двухстадийное мартенситное превращение (через промежуточную R-фазу).

Закономерности изменения параметров ЭПФ и ОЭПФ в наноструктурном сплаве после ИПД и полигонизованном после обычной НТМО различны:

- практически отсутствует упругая отдача при разгрузке материала до наводимой деформации $\epsilon_t = 9,3 - 10\%$, в то время как в она всегда присутствует в сплаве после обычной НТМО и минимальна при $\epsilon_t = 15\%$.

- после обычной НТМО максимальное значение обратимой деформации в сплаве составляет $\epsilon_r = 14,5\%$ при $\epsilon_t = 15\%$; в нанокристаллическом материале оно реализуется при $\epsilon_t = 10\%$; однако выдержка под нагрузкой в течение 2 мин при -196°C позволяет реализовать $\epsilon_r = 14\%$ (практически равную ϵ_t);

- нанокристаллическое состояние сплава позволяет получить некоторый выигрыш в обратимой деформации ОЭПФ ($\epsilon_{TW} = 2,5$ при $\epsilon_t = 10\%$), однако такое же значение реализуется после контрольной обработки;

- в нанокристаллическом сплаве после ИПД + ПДО 450°C, 3 ч получено гораздо более высокое значение критерия эффективности ОЭПФ $\eta = 31,3\%$ при $\epsilon_t = 5,6$ по сравнению со сплавом, подвергнутом обычной НТМО ($\eta = 20\%$).

Увеличение времени выдержки при старении с 3 до 10 ч по-разному влияет на параметры ЭПФ и ОЭПФ: в наносубзеренном и нанокристаллическом материале оно выражено довольно слабо; в сплаве после контрольной обработки значительно снижает величину ОЭПФ. Температура выдержки и разгрузки при охлаждении заневоленного образца сплава Ti-50,7% Ni оказывает выраженное неоднозначное влияние на обратимое формоизменение, приводя к экстремальной зависимости ϵ_{TW} от этой температуры. Рекордные для сплавов на основе Ti-Ni значения $\epsilon_{TW} = 5\%$, что также в полтора раза превосходит ее обычно достигаемый ресурс, реализуются при температурах выдержки и разгрузки -40°C и -196°C в сплаве, подвергнутом КО. Повышение величины ϵ_{TW} возможно за счет увеличения продолжительности выдержки образца в заневоленном состоянии при охлаждении после наводящей ЭПФ деформации. Максимальные значения ϵ_r и ϵ_{TW} реализуются после 1 цикла наведения ЭПФ.

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СКАЧКИ НАПРЯЖЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi, ПОДВЕРГНУТОМ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ

А.Е. Сергеева¹, А.А. Федоткин^{1,2}, А.А. Потапова¹, В.В. Столяров^{1,2}

¹Московский государственный индустриальный университет, ser-na@inbox.ru

²Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва,
wazzap5@rambler.ru

Известно, что электропластическая прокатка (ЭПП) повышает деформируемость и способствует формированию наноструктуры в длинномерных образцах в сплаве TiNi [1,2]. Целью настоящей работы является исследование влияния ЭПП и последующего отжига на температуры мартенситного превращения (МП) и скачки напряжения при растяжении в сплаве Ni_{50.7}Ti_{49.3}.

Материалом исследования служил сплав в форме пластин размером 2х6х150мм³. Исследовались два исходных структурных состояния – крупнозернистое (КЗ) и наноструктурное (НС), полученное методом ЭПП с последующим отжигом. Прокатка проводилась при различных режимах и степени деформации. Температуры прямого и обратного превращений были измерены методом ДСК в температурном интервале от – 150 до 150 °С со скоростью 10°С/мин. Механические испытания на растяжение проводились на плоских образцах с размерами рабочей части 0.5х2х20 мм³

Исходное состояние сплава соответствует В2-фазе. В КЗ сплаве, прокатка с током ($\epsilon = 0.3$), в отличие от прокатки без тока, восстанавливает МП и приводит к двухстадийному $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ прямому и одностадийному $B19' \rightarrow B2$ обратному МП (при 20 °С при прямом превращении структура – аустенит + R фаза, при обратном – аустенит + мартенсит). После отжига при температуре 450°С прямое и обратное превращения осуществляются в 2 стадии: $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ (при 20°С при прямом превращении структура – аустенит + R-фаза, при обратном – мартенсит + R- фаза).

В НС состоянии влияние тока на температуры МП проявляется слабо. ЭПП при различных режимах приводит к подавлению МП. Последующий отжиг восстанавливает МП при температурах, близких к температурам МП для КЗ состояния, слегка изменяя форму пиков (при 20 °С при прямом превращении структура – аустенит + R-фаза, при обратном – преимущественно мартенсит + небольшое количество R-фазы).

Представлены диаграммы деформационного поведения образцов из сплава TiNi при растяжении с применением импульсного тока. На основе данных ДСК обсуждается связь амплитуды и направления наблюдающихся скачков напряжения с дисперсностью и фазовым состоянием сплава перед растяжением. Предполагается, что скачки вверх соответствуют МП, а скачки вниз электропластическому эффекту, который хорошо заметен в КЗ сплаве и практически отсутствует в НС сплаве.

1. В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев, И.Б. Трубицына, С.Д. Прокошкин, Е.А. Прокофьев, Физика и техника высоких давлений, 4, 16 (2006) 48-51.

2. В.В. Столяров, Г.Ж. Сахвандзе, Ю.В. Баранов, Конструкции из композиционных материалов, 3 (2007) 13-19.

КРИВЫЕ РАСТЯЖЕНИЯ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА В СПЛАВЕ TiNi

У.Х. Угурчиев¹, А.А. Федоткин^{1,2}, В.В Столяров^{1,2}

¹ *Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва,*
umar77@rambler.ru

² *Московский государственный индустриальный университет,*
wazzap5@rambler.ru

Сплавы системы Ti-Ni с эффектом памяти формы обладают замечательным комплексом механических, функциональных и других свойств в крупнозернистом (КЗ) и особенно высоким в наноструктурном (НС) состоянии [1]. При исследовании природы электропластического эффекта в этих сплавах впервые были обнаружены скачки напряжений при растяжении с током, отсутствующие при растяжении без тока [2]. Цель настоящей работы исследовать влияние режимов импульсного тока и структурного состояния сплава на характер скачков напряжения.

Образцы для растяжения из сплава Ti-50.7at%Ni представляли собой гантели с размерами 0.4 x 2 x 20 мм³. Исследовались два исходных структурных состояния – крупнозернистое (КЗ) после закалки и наноструктурное (НС), полученное методом электропластической прокатки (ЭПП) с последующим отжигом. Испытание проводилось при комнатной температуре на горизонтальной разрывной машине со скоростью 0.5 мм/мин с пропусканием через образец импульсного тока с варьированием параметров - плотности и длительности.

На полученных диаграммах деформационного поведения сплавов TiNi с применением различных режимов импульсного тока возникают резкие, скачки напряжения, отсутствующие при растяжении без тока.

Возможным объяснением механизма такого поведения материала при растяжении с применением импульсного тока может быть проявление электропластического эффекта (ЭПЭ) или мартенситного превращения (МП). В КЗ сплаве при пропускании импульсного тока вначале наблюдаются пики вверх, отвечающие нагреву и МП. С ростом деформации пики уменьшаются и меняют свое направление, т.е. проявляется ЭПЭ. В НС сплаве, так же как и в КЗ сплаве от каждого импульса наблюдаются пики вверх, не меняющие свое направление с ростом деформации.

Работа поддержана фондом РФФИ, проекты №№ 07-08-00497, 08-08-92202

- 1.Stolyarov V., et al, J. of High Pressure Physics and Technique, 4, 16 (2006) 64-67.
- 2.Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Влияние импульсного тока на деформационное поведение наноструктурного сплава с памятью формы TiNi, ФТВД, 19, 1 (2009) 92-96.

ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ НИКЕЛЯ НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi

О.Ю. Усанова¹, Д.А. Козлов¹, Э.Л. Дзидзигури², М.И. Петржик², В.В. Столяров^{1,3}

¹Московский государственный индустриальный университет
olus2000@mail.ru, koslov-dima@mail.ru

²ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов»
avrora@gmail.com, petrzhik@shs.misis.ru

³Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва
vlstol@mail.ru

Проблема улучшения или сохранения имеющихся у TiNi сплавов свойств после различных обработок, улучшающих их поверхностные свойства, в настоящее время является весьма актуальной. Так для решения этих проблем может быть применен метод ионной имплантации, воздействие которого на TiNi сплавы не достаточно изучено. В этой связи целью данной работы явилось изучение влияния ионной имплантации на тонкую структуру и механические свойства сплава TiNi.

В работе исследовались образцы Ti-50.7at%Ni в крупнозернистом и нанокристаллическом состояниях до и после имплантации ионами Ni⁺ с энергией 40 кэВ и дозой $2,3 \times 10^{17}$ ион/см². Наноструктура с размером зерен менее 100 нм была получена методом электропластической прокатки и последующим отжигом [1]. Рентгеноструктурный анализ выполнен на дифрактометре фирмы «Rigaku». Механические свойства поверхностных слоев TiNi определяли методом измерительного индентирования с помощью прибора NanoHardnessTester, (CSM Instr.) при нагрузках 2 мН, используя алмазный индентор типа Берковича. Твердость и модуль Юнга рассчитывались методом Оливера-Фарра.

После имплантации ионами Ni в обоих состояниях обнаружено значительное изменение дифракционной картины (уширение пика 103°), предположительно вызванное микроискажениями, дефектами структуры или аморфизацией сплава. Показано, что имплантация вызывает повышение микротвердости TiNi в крупнозернистом и в наноструктурном состоянии, соответственно, на 35% и 10%. Значения модуля Юнга у образцов TiNi в крупнозернистом состоянии после имплантации (55 ГПа) оказались ниже, чем у образцов до имплантации (62 ГПа). Модуль Юнга у образцов в наноструктурном состоянии до и после облучения изменяется слабее (52 и 56 ГПа соответственно). Анализ кривых измерительного индентирования показал, что коэффициент упругого восстановления R после имплантации образцов в крупнозернистом и в наносостоянии увеличивается соответственно на ~ 50% и ~7%.

Полученные результаты обсуждаются с привлечением представлений о мартенситном превращении и требуют дополнительных исследований.

Работа выполнялась в рамках АВЦП 2009 и поддержана Рособразованием, проект №2.1.2/385

1. Stolyarov V., et al, J. of High Pressure Physics and Technique, 4, 16 (2006) 64-67.

Триботехнические характеристики сплава TiNi с нанокристаллической структурой, полученной электропластической деформацией

С.В. Чертовских¹, Л.Ш. Шустер¹, В.В. Столяров²

¹ Уфимский государственный авиационный технический университет
sergeyvl@ugatu.ac.ru, okmim@ugatu.ac.ru

² Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва, vlstol@mail.ru

TiNi-сплавы с эффектом запоминания формы обладают высоким комплексом механических и функциональных свойств (биосовместимость, коррозионностойкость, низкая плотность, высокая удельная прочность, память формы, сверхупругость, пластичность), особенно в наноструктурном (НС) состоянии. Но триботехнические свойства данных сплавов остаются практически неизученными. Данная работа посвящена изучению и сравнению триботехнических характеристик крупнозернистого (КЗ) и НС никелида титана Ti_{49,4}Ni_{50,6} в широком интервале температур и нагрузок. Средний размер зерен КЗ TiNi (после закалки: нагрев до 700°С, выдержка 0.5 часа и охлаждение в воду) составлял 80 мкм. Затем данный образец подвергался электропластической деформации (ЭПД) до степени деформации $\epsilon = 1,54$ и последующему отжигу при 450°С. В результате была получена наноструктура со средним размером зерен 60 нм.

Фактором, в значительной степени определяющим схватывание трущихся поверхностей, является отношение тангенциальной прочности τ_{nn} адгезионной связи на срез и нормального напряжения p_{rn} на пластическом контакте. Это отношение (τ_{nn}/p_{rn}) является адгезионной составляющей коэффициента трения, от которого зависит глубинное деформирование приконтактных слоёв. Для исследования адгезионного взаимодействия использовали экспериментальный метод [1], в основе которого принята физическая модель, отражающая в первом приближении реальные условия трения и изнашивания на локальном контакте. Нагрев зоны контакта исследуемых образцов и индентора из твёрдосплавного материала ВК8 осуществляли электроконтактным способом. В результате исследования были определены температурные зависимости (в интервале от 20 до 800°С) триботехнических параметров τ_{nn} , p_{rn} , τ_{nn}/p_{rn} , τ_0 (прочность адгезионных связей на срез в отсутствии нормальной нагрузки), β (коэффициент упрочнения адгезионных связей от действия нормальной нагрузки), полученные на образцах из КЗ и НС Ti_{49,4}Ni_{50,6}.

Выявлено, что формирование наноструктуры методом ЭПД в сплавах TiNi повышает их прочностные характеристики, существенно снижает адгезионную (молекулярную) составляющую коэффициента трения и уменьшает их склонность к схватыванию в процессе трения. Полученные данные позволяют прогнозировать улучшение эксплуатационных характеристик при использовании НС TiNi в трибосопряжениях деталей машин при различных температурно-силовых условиях работы.

В ранее проведенных исследованиях [1] также выявлено существенное улучшение триботехнических характеристик у Ti_{49,8}Ni_{50,2} в ультрамелкозернистом состоянии (с размером зерен 0,25÷0,3 мкм), полученном интенсивной пластической деформацией методом равноканального углового прессования, по сравнению с КЗ состоянием.

1. Чертовских С.В., Шустер Л.Ш., Столяров В.В. Триботехнические свойства нитинола, полученного интенсивной пластической деформацией // Трение и износ. – 2005. – Т. 26, № 1. – С. 80 – 83.

СОДЕРЖАНИЕ

Пленарная секция	стр
ПРИРОДА ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ В.В. Рыбин, Г.Е. Коджаспиров	5
РОЛЬ ТЕКСТУРЫ В ПОВЫШЕНИИ ХЛАДОСТОЙКОСТИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ТМО В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, Л.Ю. Егорова, И.В. Гервасьева, А.А. Круглова, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов	6
КОНТРОЛИРУЕМЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ КАК ОСНОВА ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИЯ Н.М. Фонштейн	7
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ: ОТ ТЕОРИИ К ПРАКТИКЕ В.И. Левит	8
РОЛЬ ДИФфуЗИОННО-КОНТРОЛИРУЕМЫХ ПРОЦЕССОВ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ Ю.Р. Колобов, А.Г. Липницкий, М.Б. Иванов	9
ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ А.В. Кудря	10
ВЫСОКОСТОЙКИЕ ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ С РЕГУЛИРУЕМЫМ АУСТЕНИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ, СКЛОННЫЕ К НАНОФАЗНОМУ УПРОЧНЕНИЮ А.А. Кругляков	11
ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ В.И. Зельдович, Е.В. Шорохов, Н.Ю. Фролова, И.Н. Жгилев, А.Э. Хейфец, И.В. Хомская	13
ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ КЛИНОВИДНОЙ ФОРМЫ (КРАЕВОЙ ЭФФЕКТ) М.П. Кашенко, В.Г. Чашина, С.В. Вихарев	14

Секция 1.

СТРУКТУРА И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПРЕТЕРПЕВШИХ ИНТЕНСИВНУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ
М.М. Мышляев, М.М. Камалов 17

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРЫ В МАТЕРИАЛЕ ПРУЖИН
О.И. Шаврин 18

ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ДЕТАЛЕЙ ПРИ СОВМЕЩЕНИИ С ПРОЦЕССОМ СТАРЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu.
О.Г. Сенаторова, В.В. Антипов, Р.И. Гирш, В.А. Соловьев, В.В. Сидельников, В.В. Шестов 19

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ
С.В.Гладковский, Е.А.Коковихин, Т.А.Трунина, Д.И.Вичужанин 20

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АУСТЕНИТНОЙ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ
С.Ю. Мушникова, Г.Ю. Калинин, Е.В. Нестерова 21

ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕДИ И ЛАТУНИ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ
И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Е.В. Шорохов, Н.Ю. Фролова, А.Э. Хейфец, И.Н. Жгилев 22

ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ПРИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКЕ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ВЫСОКИХ КАТЕГОРИЙ ПРОЧНОСТИ
А.А. Кичкина, И.В. Лясоцкий, Ю.Д. Морозов, М.Ю. Матросов 23

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОМЕДИСТЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С АЗОТОМ
Л.М. Капуткина, А.Г. Свяжин, В.Г. Прокошкина, Д.В. Кремянский, М.Г. Медведев 24

ТЕОРИЯ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ ПРИ ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ, И ИХ РАСПОЗНАВАНИЯ
Ю.В. Корнюшин 25

КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫМ НАГРЕВОМ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА
Л.О. Андрущик, С.П. Ошкадеров 29

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Fe-Ni-La	
Н.Д. Бахтеева, А.Л. Васильев, Е.В. Тодорова	30
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ МИКРОПРОВОДА СИСТЕМЫ Co-Fe-Ni-Si-B	
В.Ф. Башев, Н.А. Куцева, Д.И. Борощук, В.С. Ларин	31
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ЛИТЫХ И ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ И ЭКСПЛУАТАЦИИ	
Е.Г. Белов, О.Ю. Ефимов, А.Б. Юрьев, В.Е. Громов, В.Я. Чинокалов, С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов	32
СТРУКТУРА И РАЗРУШЕНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСЛЕНИЯ	
В.А. Белов, С.А. Никулин, А.Б. Рожнов, Э.В. Ли, М.В. Котенева, Т.А. Нечайкина, А.В. Веретенникова	33
ИНТЕНСИВНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co	
О.К. Белоусов, С.В. Добаткин, Н.А. Палий, Т.Р. Чуева	34
УСТОЙЧИВЫЕ К РАСПАДУ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Cu-Al-Co	
И.Р. Бублей, Ю.Н. Коваль	35
ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ КАРБИДОВ ПРИ АУСТЕНИЗАЦИИ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ИЗМЕНЯЮЩИХСЯ СКОРОСТЕЙ НАГРЕВА	
П.Ю. Волосевич	36
ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ИМПУЛЬСНЫМИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ	
А.В. Вострцова, Е.С. Ващук, С.В. Карпий, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов	38
ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ ТИПА 09Г2С ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	
М. Гото, Т. Акита, К. Китагава, С.В. Шагалина, М.Н. Панкова, П.Д. Одесский, С.В. Добаткин	39
УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ КОСОЙ ПРОКАТКЕ ТРУБ ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	
С.И. Губенко, В.Н. Беспалько, Е. В. Жиленкова, А.Е. Балев	40
ТРАНСФОРМАЦИЯ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ СИСТЕМЫ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ-МАТРИЦА СТАЛИ	
С.И. Губенко	41

ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ А.М. Гурин	42
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 20 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ С.В. Добаткин, Р.З.Валиев, М.Н.Панкова, В.И.Семенов, Г.И. Рааб, С.В. Шагалина	43
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ Al-Mg-Mn СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ Zr И Sc, ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ С.В.Добаткин, В.В.Захаров, Ю.Эстрин, А.В.Чиркова,Т.Д.Ростова, О.А.Уколова	44
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1 ПОСЛЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБА С БОЛЬШОЙ СТЕПЕНЬЮ ДЕФОРМАЦИИ С.В.Добаткин, В.Н.Серебряный, Й.Зрник, А.А.Алексеев, С.А.Бубякин	45
ДИНАМИЧЕСКОЕ КАНАЛЬНО-УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ ТИТАНА В МЕДНЫХ ОБОЛОЧКАХ В.И. Зельдович, Е.В. Шорохов, Н.Ю. Фролова, И.Н. Жгилев, И.В. Хомская, А.Э. Хейфец	46
ОБРАТНОЕ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ Fe-Ni-Ti В СВЕТЕ НОВЫХ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ Н.Д. Земцова	47
ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА АУСТЕНИТА НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И В МАГНИТНОМ ПОЛЕ Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина	48
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ Л.М. Капуткина, В.Г. Прокошкина, М.Г. Медведев, Г.Е. Хадеев	49
ЗАРОЖДЕНИЕ α-МАРТЕНСИТА В УПРУГИХ ПОЛЯХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ И СПЕКТР НАБЛЮДАЕМЫХ ГАБИТУСНЫХ ПЛОСКОСТЕЙ ДВОЙНИКОВАННЫХ КРИСТАЛЛОВ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА М.П. Кашенко, К.Н. Джемилев, В.Г.Чащина	50
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ СПЛАВОВ С УЧЕТОМ АКТИВАЦИИ, НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ А.Г. Князева, А.В. Тян	51

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ДЕФОРМАЦИИ ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ	
Е.В. Корнет, Ю.Ф. Иванов, С.В. Коновалов, В.Е. Громов	52
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ ЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАМИ ПРИ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	
Ю.А. Кочергина, Л.Г. Карьев, В.А. Федоров, С.А. Зайцев	53
НЕРАВНОВЕСНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВАННЫ РАСПЛАВА В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ	
О.Н. Крюкова, А.Г. Князева	54
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	
Л.А. Мальцева, Н.Н. Озерец, Н.Г. Россина, Т.В. Мальцева, В.А. Шарапова	55
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08Х15Н5Д2Т	
Т.М. Махнева	56
ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ	
С.А.Никулин, С.В. Добаткин, В.И. Копылов, С.О.Рогачев	57
ВОЗДЕЙСТВИЕ ИНТЕНСИВНОГО β - ОБЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ И ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ЛЕНТ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	
Г.В. Новиков, Д.С. Мясоедов, А.В. Чиванов, В.А. Федоров, М.Г. Ковалева	58
ОБРАЗОВАНИЕ И РОСТ ЦЕНТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛЕ	
А.М. Овруцкий, А.С. Прохода, В.С. Удовенко	59
ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ИЗМЕНЯЮЩЕЙСЯ ЭНЕРГИИ УДАРА	
С.П. Ошкадеров, П.Ю. Волосевич, А.В. Маринкевич.	60
СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ	
А.Е. Перекос, Г.И. Прокопенко, Б.Н. Мордюк, Т.В. Ефимова, А.Д. Рудь, Л.И. Иващук, А.М. Лахник, Т.В. Ружицкая	61

НИЗКОМОДУЛЬНЫЕ БЕЗНИКЕЛЕВЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ TiNbTa ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ М.И. Петржик	62
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, Н.И. Никитина, И.Е. Тарытина, И.Г. Королькова	63
ДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ РАЗУПРОЧНЕНИЯ В ПОРОШКОВЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ Л.А. Рябичева, О.П. Гапонова	64
СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ НАПЫЛЕННЫХ ПЛЕНОК Fe-Pt С.И. Рябцев, В.Ф. Башев, Ф.Ф. Доценко, В.Н. Гудзенко, П.А. Евдокимов	65
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ С.И. Сидоренко, Е.В. Иващенко, Г.Г. Лобачова	66
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА ПОВЕРХНОСТЬ СПЛАВА Fe + 1% Ti ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ В ЖИДКОЙ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЮЩЕЙ СРЕДЕ С.И. Сидоренко, Е.В. Иващенко, Н.В. Марченко	67
МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ ДЛЯ ПРОГНОЗА ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ АНОМАЛИИ СТРУКТУР И РАЗРУШЕНИЙ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ Э.А. Соколовская, Т.Ш. Салихов, С.В. Скородумов, Е.А. Конюшенко	68
АНОМАЛИИ СТРУКТУР И РАЗРУШЕНИЙ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ Э.А. Соколовская, Т.Ш. Салихов, С.В. Скородумов, Е.А. Конюшенко	69
ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР, СФОРМИРОВАННЫХ ТРЕНИЕМ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ И.Л. Солодова, А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов	70
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЗРЫВОМ НА РЕЗУЛЬТАТЫ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ХТО И.М. Спиридонова, К.И. Дорогань	71
ФОСФОРСОДЕРЖАЩИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕДНЫМИ СВЯЗКАМИ И.М. Спиридонова, Е.В. Суховая, Н.В. Карпенко	72

МНОГОСЛОЙНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ПЕЧНОЙ ПРОПИТКИ Е.В.Суховая	73
СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ БОРСОДЕРЖАЩИХ СПЛАВОВ С.В. Твердохлебова	74
УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Zr-2,5 Nb ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ В.Ф. Терентьев, Д.В. Просвирнин, С.О. Рогачев, А.М. Арсенкин, В.И. Копылов, С.А. Никулин, С.В. Добаткин	75
ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, А.И. Селиверстов	76
ТЕМПЕРАТУРНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ЭЛЕКТРОЛИТНОЙ ПЛАЗМЫ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ КАТОДА. Л.И. Федоренкова	77
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА ПОЛИКРИСТАЛЛА Fe+3,25%Si НА ДВОЙНИКОВАНИЕ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНОМ ИНТЕРВАЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, А.М. Кириллов, Д.Е. Долгих	78
ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДОСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, А.В. Яковлев, И.В. Чернова	79
ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВОВ Fe-B-C ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА Н.Ю. Филоненко, С.Б. Пиляева	80
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПАКЕТНОГО МАРТЕНСИТА ПСЕВДОМОНОКРИСТАЛЛА СТАЛИ 30ХНЗТ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Ю.В. Хлебникова	81
СТРУКТУРА, ФОРМИРУЮЩАЯСЯ В ДВУХФАЗНОЙ ($\alpha+\gamma$)- ОБЛАСТИ, И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 10Н7 И.В.Хомская	82
СТАБИЛИЗАЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИОБИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ Т.И. Чашухина, Сринивасан Раджагопалан , Л.М. Воронова, М.В. Дегтярев, В.П. Пилюгин, Х.Л. Фрезер и В.И. Левит	83

Триботехнические характеристики нанокристаллических титановых сплавов С.В. Чертовских, Л.Ш. Шустер, В.В. Столяров	84
Определение пороговых характеристик облучаемого материала Л.В. Шмелева, А.Д. Супрун	85
Формирование структуры оцк-железа в условиях динамической рекристаллизации при трении А.И. Юркова, А.В. Бякова, Ю.В. Мильман, А.В. Старченко	86
Структурные изменения в жаропрочных сплавах на основе никеля под действием температурных факторов, в том числе сварочного цикла. К.А. Ющенко, В.С. Савченко, А.В. Звягинцева	87
Секция 2.	
Термомеханически упрочненный в потоке стана прокат больших толщин для уникальных инженерных сооружений П.Д. Одесский, А.А. Егорова	91
Предварительная термомеханическая обработка среднеуглеродистых малолегированных сталей Г.Е Коджаспиров, А.И. Рудской	92
Оценка упрочнения трубных сталей после контролируемой прокатки В.М. Счастливцев, И.Л. Яковлева, Н.А. Терещенко, В.В. Курбан, В.Л. Корнилов	93
Термомеханическая обработка высокопрочного автолиста при горячей прокатке на НШПС Е.И. Поляк	94
От термомеханической обработки к термомеханическим технологиям В.Б. Дементьев, Н.А. Спичкин	97
Разработка технологии промышленного производства листового проката класса прочности К65 на ОАО «АМК» А.А. Наumenко, Ю.Д. Морозов	98
Упрочнение стальных деталей автотракторных стартеров цементированием в кипящем слое А.А. Алиев	99

УПРОЧНЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ МАГНЕТО ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИЕЙ В КИПАЮЩЕМ СЛОЕ А.А. Алиев	101
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В ЗОНЕ РЕЗАНИЯ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ИНСТРУМЕНТА С ИЗНОСОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ Р.И. Ахметшин	105
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ РАЗМЕРОВ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДВУТАВРОВОЙ БАЛКИ ПРИ ПРОКАТКЕ С ПРИНУДИТЕЛЬНЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ Е.Г. Белов, О.Ю. Ефимов, Л.М. Полторацкий, В.Я. Чинокалов В.Е. Громов	106
ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ЛИСТОВОМ ПРОКАТЕ КЛАССА ПРОЧНОСТИ К60 И К65 О.Е. Бодрова, Р.В.Сулягин, О.Г. Зотов, С.В. Сосин	107
ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА СТАЛЬНОЙ ЛИТОЙ ДРОБИ ИЗ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С.В. Грачев, О.В. Жуйков	108
ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБЧАТЫХ ДЕТАЛЕЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ С КОМБИНИРОВАННЫМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ. В.Б. Дементьев, Н.А. Спичкин, О.И. Шаврин	109
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ПРИНУДИТЕЛЬНОМ ОХЛАЖДЕНИИ АРМАТУРЫ И ФАСОННЫХ ПРОФИЛЕЙ БОЛЬШОГО РАЗМЕРА О.Ю. Ефимов, Е.Г. Белов, А.Б. Юрьев, В.Е. Громов, В.Я. Чинокалов, С.В. Коновалов	110
ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВНЕШНЕЙ НАГРУЗКОЙ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ Л.С. Малинов	111
ВЛИЯНИЕ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ПАРОПРОВОДОВ И.И. Минц, Л.Е. Ходыкина	112
ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ СОВМЕЩЕННЫМИ ОБРАБОТКАМИ Е.Г. Пашинская, В.В. Столяров	113

Секция 3.

СПЛАВЫ С ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ И МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ

В.Г. Пушин 117

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА, ОБЛУЧАЕМОМ НЕЙТРОНАМИ

С.П. Беляев, Р.Ф. Коноплева, И.В. Назаркин, А.В. Накин, В.А. Чеканов 118

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ КРУПНО- И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА TiNi

В.В. Столяров 119

ВЛИЯНИЕ ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХУПРУГОГО ВОЗВРАТА ПРОВОЛОКИ СПЛАВА Ti-50.7%Ni ДЛЯ СТЕПЛЕРА, СШИВАЮЩЕГО КРОВЕНОСНЫЕ СОСУДЫ

И.Ю. Хмелевская, М.В. Сутурин, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина, М.В. Краснощеков, А.И. Крылова 120

МУЛЬТИСТАДИЙНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ИНИЦИИРОВАННЫЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕМ ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА TiNi

С.П. Беляев, Н.Н. Реснина 121

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО НАПРАВЛЕНИЯ МАКСИМАЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ РЕШЕТКИ ПРИ $B2 \rightarrow B19'$ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Ti-Ni

А.В. Коротицкий 122

ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАСТЯЖЕНИИ СПЛАВА Ti-Ni

У.Х. Угурчиев, И.А. Пантелеев, О.А. Плехов, О.Б. Наймарк, В.В. Столяров 123

РАСЧЕТ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИНЕ ИЗ Ti-Ni ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ С РАЗЛИЧНЫМИ СКОРОСТЯМИ

А.С. Кухарева, А.Е. Волков 127

РОЛЬ R-ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАВЕДЕНИИ И РЕАЛИЗАЦИИ ЭПФ В СПЛАВЕ Ti-Ni

Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина 128

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СКАЧКИ НАПРЯЖЕНИЯ В СПЛАВЕ Ti-Ni, ПОДВЕРГНУТОМ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ

А.Е. Сергеева, А.А. Федоткин, А.А. Потапова, В.В. Столяров 129

**КРИВЫЕ РАСТЯЖЕНИЯ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНОГО
ТОКА В СПЛАВЕ TiNi**

У.Х. Угурчиев, А.А. Федоткин, В.В Столяров

130

**ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ НИКЕЛЯ НА ТОНКУЮ
СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi**

О.Ю. Усанова, Д.А. Козлов, Э.Л. Дзидзигури, М.И. Петржик,
В.В Столяров

131

**ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА Ti-Ni
С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ
ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ**

С.В. Чертовских, Л.Ш. Шустер, В.В. Столяров

132