

БЕРНШТЕЙНОВСКИЕ ЧТЕНИЯ



**по термомеханической обработке
металлических материалов,**
*посвященные 40-летию лаборатории ТМО,
созданной профессором М.Л. Бернштейном*

26 - 28 октября 2011 г.
МИСиС, Москва

УДК 620.18:621.78

Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов».
Москва. 26-28 октября 2011г. Тезисы докладов. – М: НИТУ «МИСиС», 2011. – 125 с.

Материалы публикуются в авторской редакции.

ОРГАНИЗАТОРЫ:

- **Министерство образования и науки РФ**
- **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**
- **Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН**

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.

д.т.н. Самедов О.В.

проф., к.т.н. Прокошкина В.Г.

БЛАГОДАРНОСТЬ:

Н.с. ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН Рыбальченко О.В.
- за оформление сборника тезисов.

© НИТУ «МИСиС», 2011

ISBN 978-5-87623-558-9

Пленарная секция



СТРУКТУРА РЕЕЧНОГО МАРТЕНСИТА И КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ

Л.М. Клейнер, С.К. Гребеньков, Д.М. Ларинин

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,

kleyner@pstu.ru

Основной структурной составляющей традиционных конструкционных закаленных сталей, содержащих 0,3–0,4 % С, является пакетный и пластинчатый мартенсит. Реечный мартенсит (пакетный, дислокационный), характерный для низкоуглеродистых сталей, образуется по механизму скольжения. Реечная структура в результате наличия полупроницаемых границ реек не склонна к хрупкому разрушению. Низкое содержание углерода в стали обуславливает высокую температуру начала мартенситного превращения, малый объемный эффект $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, что способствует релаксации напряжений, возникающих при охлаждении и, как следствие, повышению сопротивления распространению трещины.

Формирование структуры пакетного мартенсита в низкоуглеродистой стали достигается кинетическим принципом, заключающимся в повышении энергии активации диффузии атомов Fe и С легированием определенным сочетанием элементов, что обеспечивает увеличение устойчивости переохлажденного аустенита. Такой подход использован при создании нового класса низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС) [Курдюмов Г.В. и др. *Превращения в железе и стали*. – М.: Наука, 1977, с. 220-224].

Применение НМС позволяет по-новому решить задачу термического упрочнения проката и других видов полуфабриката, получаемого горячей обработкой давлением. Закаливается на воздухе позволяет осуществить в действующем потоке металлургического производства заготовок совмещенным процессом формообразования с закалкой без применения жидких охлаждающих сред. Становится возможным экономичным путем на существующем оборудовании без капитальных затрат создать экологически чистый технологический процесс изготовления термоупрочненных заготовок с прочностью 1300 - 1500 Н/мм² и с высокими характеристиками пластичности и вязкости. Структура пакетного мартенсита, формирующаяся при всех реальных скоростях охлаждения и высокая отпускоустойчивость обеспечивают хорошую свариваемость.

Таким образом, механизм упрочнения НМС обеспечивает уникальное сочетание характеристик механических свойств в свежезакаленном состоянии, благодаря структуре, обеспечивающей максимальное отношение скорости релаксации к скорости деформационного упрочнения.

НМС 12Х2Г2НМФБ обладает высоким комплексом свойств: $\sigma_B = 1300 - 1250$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1150 - 1050$ МПа, $\delta = 15 - 18$ %, $\psi = 65-60$ %, $KCV = 1,5 - 1,0$ МДж/м², $KST = 0,7 - 0,6$ МДж/м², $KCV_{-60^\circ C} = 0,8$ МДж/м², $T_{кр} = -70$ °С. Новые принципы упрочнения НМС обеспечивают, при равной прочности с традиционными сталями, вдвое более высокие характеристики ударной вязкости, что позволяет реализовать конструкционную прочность при эксплуатации в сложных условиях нагружения.

ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПРОКАТА БОЛЬШИХ ТОЛЩИН ДЛЯ УНИКАЛЬНЫХ СООРУЖЕНИЙ, УПРОЧНЕННОГО ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ В ПОТОКЕ СТАНА

П.Д. Одесский, А.А. Егорова

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

В настоящее время при возведении уникальных инженерных сооружениях применяются крупные фасонные профили – двутавровые балки с параллельными гранями высотой до 1м с толщиной полки до 125 мм производства завода Arcelor – Mittal (Люксембург). Применительно к условиям России разработаны требования для такого проката и налажен его выпуск.

Фасонные профили имеют $\sigma_T = 450 \text{ Н/мм}^2$ и выпускаются как стали H1STAR 460 Russia и H1STAR 460 Russia. Прокат упрочняется в потоке стана по схеме рекристаллизационной термомеханической обработки, имеет характерный для подобной прокатки химический состав ($C \sim 0,1\%$; $Mn \leq 1,7\%$; $\leq 0,1\% V$) и, как следствие принятого режима упрочнения, обладает характерной неоднородностью структуры по сечению, типичной для естественных композитных материалов.

Основная особенность подобного проката: высокое сопротивление хрупким разрушениям различной природы, усталостным и сейсмическим нагрузкам, в частности из-за наличия остаточных напряжений сжатия в поверхностных зонах проката на уровне $0,2\sigma_T$.

Рассмотрим основные свойства данных материалов на примере балки высотой 1100 мм с толщиной полки 125 мм из стали с $\sigma_T = 450 \text{ Н/мм}^2$. В поверхностных слоях сформировалась игольчатая структура, достаточно полно распавшаяся при самоотпуске, с твердостью 280HV, в осевой зоне имеет место ферритно-перлитная структура с размером зерна $\sim 20 \text{ мкм}$ с твердостью 170HV, в середине между поверхностью и осевой зоной, твердость – 190HV.

Испытания на растяжение образцов, вырезанных из полного сечения дали следующие основные результаты: $\sigma_T = 460 \text{ Н/мм}^2$; $\sigma_B = 590 \text{ Н/мм}^2$; $\delta_5 = 25\%$. Ударная вязкость, определенная в металле по всей толщине сечения, составляет $KCV^{40} \geq 40 \text{ Дж/см}^2$, что в том числе удовлетворяет требованиям к прокату северного исполнения.

Для подобного проката, неоднородного по сечению, необходим высокий уровень z – свойств: в данном случае $\psi_z \geq 50\%$ как у лучших сортов стали. Прокат имеет хорошую свариваемость и высокую хладостойкость сварных соединений. Такую сталь в настоящее время применяется в уникальных конструкциях в условиях России.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ

В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, С.Ю. Ключева

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург,

tabat@imp.uran.ru

В настоящее время осуществляется переход на производство труб из штрипса повышенного класса прочности Х90-Х100. Основным способом достижения высокого комплекса механических свойств является совершенствование технологии термической и термомеханической обработок. Штрипсовый прокат, предназначенный для строительства магистральных трубопроводов, эксплуатирующихся в сложных климатических условиях, должен иметь и высокую прочность, и хорошую хладостойкость. Одновременное повышение прочности и хладостойкости низкоуглеродистых низколегированных сталей может быть достигнуто за счет создания высокодисперсной фрагментированной структуры.

Методами металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура листового проката из трубной стали класса Х90, произведенного по различным технологическим схемам упрочнения – закалки с прокатного нагрева (ЗПН) с последующим высоким отпуском и двухстадийной термомеханической обработки с ускоренным охлаждением до заданной температуры (ТМО). Определены механические свойства листового проката. Показано, что сталь после закалки с прокатного нагрева с последующим высокотемпературным отпуском при 710°C не обладает требуемым комплексом механических свойств, так как формирующаяся в листовом прокате структура не отличается высокой дисперсностью – состоит из крупных реек мартенсита или бейнита и не имеет субзеренного строения. Закалка с прокатного нагрева с дополнительным нагревом до 750°C (в межкритический интервал температур) позволяет существенно повысить уровень ударной вязкости стали Х90, по сравнению с ЗПН без дополнительной обработки. При этой обработке ударная вязкость стали возросла вследствие перекристаллизации за счет цикла $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращений и сохранения некоторой доли остаточного аустенита в структуре, однако прочность оказалась ниже требуемого уровня.

Двухстадийная термомеханическая обработка стали Х90 с ускоренным охлаждением до заданной температуры способствует образованию высокодисперсной α -матрицы бейнита, в которой присутствуют мелкодисперсные частицы цементита, что достигается за счет пластической деформации аустенита и увеличения в нем плотности дислокаций, формирования разориентированных микрообластей (фрагментов), наследуемых конечной структурой бейнита при ускоренном охлаждении. Согласно закону Холла-Петча ($\sigma_t = \sigma_0 + kd^{-1/2}$), при размерах фрагментов до 0,5 мкм обеспечивается повышение предела текучести до 700-800 МПа. Увеличение доли фрагментированной структуры, измельчение фрагментов и выделения дисперсных частиц наноразмера способствует повышению прочности при одновременном обеспечении высоких значений ударной вязкости и пластичности низколегированных сталей, в том числе и при низких температурах. В результате такой обработки достигается высокий уровень механических свойств, полностью удовлетворяющий требованиям, предъявляемым к листовому прокату.

ОЦЕНКА РЕСУРСА УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ В РАМКАХ СИММЕТРИЧНОЙ МОДЕЛИ КРЕСТООБРАЗНОГО СОЧЛЕНЕНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ

М.П.Кащенко, С.В.Коновалов, В.Г.Чашина

Уральский государственный лесотехнический университет,

г. Екатеринбург, mpk46@mail.ru

Существование характерных пространственных масштабов на стадии зарождения мартенситного кристалла в сочетании с рядом дополнительных условий позволяет, в принципе, находить [1,2] критический размер зерна и оценивать долю образца, испытавшего мартенситное превращение (МП). Наиболее просто подобный расчет осуществляется на основе модели симметричного ортогонального сочленения кристаллов, приводящей к самоподобной последовательности поколений кристаллов, возникающих в температурном интервале $M_s \geq T \geq M_f$ (M_s и M_f – температуры начала и окончания МП, соответственно). В качестве параметров модели выбираются: пространственный масштаб $L_{св0}$ начального свободного от дефектов объема аустенита в отсутствие мартенситных кристаллов; минимальное значение L_{min} порядка критического размера зерна D_c , удовлетворяющего условию $M_s(D_c)=0$, и относительная толщина χ кристаллов $10^{-2} \leq \chi < 1$. Задание значений этих параметров определяет число поколений кристаллов n . Данная модель удобна и для оценки предельного значения (ресурса) упругой энергии, которую могла бы запасти система, представляющая самоподобный «каркас» мартенситных кристаллов с прослойками остаточного аустенита. Плотность упругой энергии $(W_{elj})_M$, определяющую величину ресурса в кристаллах мартенсита j -го поколения, задается соотношением

$$(W_{elj})_M = \frac{1}{2} G_M \varepsilon_{elj}^2, \quad \varepsilon_{elj} = \frac{b_M}{d_{efj}} \quad (1)$$

где G_M –сдвиговой модуль в мартенситной фазе, ε_{elj} – предел упругости для кристаллов j -го поколения, соответствующий критическому напряжению для генерации дислокаций источниками Франка-Рида, b_M - вектор Бюргерса, d_{efj} – толщина кристаллов, ограничивающая размер рабочих сегментов источников внутри кристаллов. После суммирования долевых вкладов получаем

$$(W_{el})_M = (W_{el})_0 \frac{(\chi^2 - 3\chi + 3)[4^n(1 - \chi)^n - 1]}{\chi(3 - 4\chi)}, \quad (W_{el})_0 = \frac{1}{2} G_M \left[\frac{b_M}{L_{св0}} \right]^2, \quad (2)$$

где $(W_{el})_0$ – стартовое значение ресурса. Аналогично находится вклад $(W_{el})_A$ в ресурс и остаточного аустенита. При учете двойникования (при превращении и внешней деформации) W_{el} возрастает на порядок. В этом случае, при условии обратимости, восстановленная деформация порядка 10% и может даже превышать собственную деформацию МП.

1. Кащенко М.П., Чашина В.Г. Динамическая модель γ - α мартенситного превращения в сплавах железа и решение проблемы критического размера зерна.- М. –Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», ИИКИ, 2010. – 133 с.

2. Кащенко М.П., Чашина В.Г., Коновалов С. В. МиТОМ – 2010. – № 9. – С. 44-48.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЛИТОЙ Cr-Ni-Mn-Mo АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ.

М.В. Костина¹, С.О. Мурадян¹, М.С. Хадыев², В.В. Немов¹

¹ Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, E-mail: mvk@imet.ac.ru

² Уральский Федеральный университет имени первого президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Интерметаллидные, с широкой областью гомогенности, жесткие, хрупкие и немагнитные, σ -фазы часто присутствуют в коррозионностойких высокохромистых Fe-Ni-Cr и Fe-Mn-Cr сталях. σ -фаза выделяется из δ -феррита или аустенита при длительных выдержках стали при 500-900 °С. Это является причиной сильного охрупчивания сталей, уменьшения их пластичности и жаропрочности.

Исследованы структура, фазовый состав и механические свойства коррозионностойкой азотсодержащей (~0,5% N) стали аустенитного класса 05X22AG15H8M2ФЛ в литом состоянии и после гомогенизирующих отжигов с последующей закалкой. Установлено, что основными структурными составляющими литой стали являются крупнокристаллический аустенит и твердая высокохромистая σ -фаза (в количестве ~ 12%, содержащая ~28,5 %Cr, ~2,4 %Mo, ~12% Mn, ~ 3,5% Ni), образовавшаяся как междендритный металл при кристаллизации. δ -феррит и выделения карбидов хрома типа $Me_{23}C_6$ в структуре не обнаружены. Присутствие σ -фазы охрупчивает литую сталь, её KCU = 0,105 МДж/м² и, при величине $\sigma_{0,2}$ ~ 390 МПа она имеет предел прочности ~450 МПа.

Гомогенизирующие отжиги при 1100-1200 °С приводят к протеканию в структуре стали превращения $\sigma \rightarrow \gamma$, через стадию образования промежуточного δ -феррита путем перестройки тетрагональной решетки в ОЦК кристаллическую решетку. Литая сталь, в структуре которой после кратковременных гомогенизирующих отжигов с последующей закалкой в воде присутствуют аустенит и промежуточный δ -феррит, является пластичной и вязкой ($\delta \sim 35\%$, KCU ~ 2 МДж/м²) и имеет более высокий предел прочности ($\sigma_B \sim 700$ МПа). При длительном гомогенизирующем отжиге в результате диффузионного перераспределения хрома его концентрация в феррите снижается, происходит растворение феррита в аустените. Полнота превращения $\delta \rightarrow \gamma$ тем больше, чем выше температура и больше длительность гомогенизирующего отжига. После 100%-ной аустенитизации сталь имела предел текучести 400-430 МПа и ударную вязкость KCU = 2,5 МДж/м².

Аустенит стали 05X22AG15H8M2ФЛ как в литом состоянии, так и после гомогенизирующих отжигов при 1100-1200 °С с последующей закалкой в воде содержит многочисленные наноразмерные частицы избыточной нитридной фазы, идентифицированной как (Cr,V)N. Частицы равномерно распределены в объеме аустенитных зерен и когерентны аустенитной матрице. Создавая микроискажения в кристаллической решетке аустенита, они должны затруднять процесс перемещения дислокаций при пластической деформации. С учетом этого вдвое более высокий предел текучести этой стали (~400 МПа), по сравнению с не содержащими азота сталями типа X18-H10, можно объяснить не только твердорастворным упрочнением аустенита азотом, но и эффектом дисперсионного твердения.

МИКРОДВОЙНИКОВАНИЕ КАК ОБЩИЙ МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНОГО И ПЕРЛИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ

В. С. Крапошин

*Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,
kraposhin@gmail.com*

В основе описания образования зародыша новой фазы при полиморфных превращениях железа и титана в предыдущих работах автора лежит реконструкция координационного полиэдра исходной фазы в координационный полиэдр новой фазы без изменения числа вершин. Элементарным актом реконструкции любого полиэдра является переброска диагоналей ромбической грани, которая представляется как объединение двух треугольных граней по общему ребру (диагонали). Предложена единая модель образования из аустенита мартенсита и перлита (смеси цементита и феррита), основанная на переброске диагоналей ромбических граней (межатомных связей), приводящей к реконструкции координационных полиэдров.

1. Основным структурным элементом, образующим когерентную границу двойника по плоскости $\{113\}$ ГЦК-решетки является 9-вершинный полиэдр Бернала, т.е. тригональная призма с полуоктаэдрическими шапочками по всем боковым граням. Найдена последовательность перебросок диагоналей граней в двойниковой прослойке $\{113\}$, переводящей ее в кристаллическую структуру цементита Fe_3C . Изменение координации атома углерода от октаэдрической к призматической понижает уровень искажений ребер координационных полиэдров, соответственно стабилизирует характерные для цементита атомные конфигурации.

2. Найденная схема перестройки структуры аустенита в структуру цементита диктует ориентационные соотношения между этими фазами, совпадающие с экспериментально найденными ориентационными соотношениями Исайчева.

3. Полисинтетические множественные двойники по плоскостям $\{113\}$ ГЦК-решетки толщиной в несколько межатомных расстояний могут быть получены реконструкцией кубооктаэдра в икосаэдр и октаэдра в тригональную призму (недеформационное двойникование). Атомное строение такого двойника с точностью до малых деформаций ребер неотличимо от строения множественного полисинтетического двойника, образованного по плоскостям $\{112\}$ или $\{013\}$ ОЦК-решетки. Соответственно мартенситное превращения в сталях выполняется по схеме – недеформационное микродвойникование аустенита - раздвойникование в ОЦК-структуру. Эта схема предписывает параллельность $\{113\}$ аустенита плоскостям феррита $\{112\}$ либо $\{013\}$, и все наблюдаемые в эксперименте ориентационные соотношения аустенит-мартенсит (Курдюмова-Закса, Нишияма-Вассермана, Гренингера-Трояно) являются следствием предложенной схемы недеформационного двойникования.

Модель не исключает возможности иного механизма растворения углерода в аустените и жидком железе, представляющего собой комбинацию растворения по типам внедрения и замещения. При этом становится объяснимой аномально высокая растворимость углерода в аустените и изменение координации углерода в жидком железе при увеличении содержания в нем углерода.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда фундаментальных исследований, гранты 08-02-01177 и 10-02-00602.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ю.Р. Колобов

*Научно-образовательный инновационный центр «Наноструктурные материалы
и нанотехнологии» НИУ БелГУ, г. Белгород, kolobov@bsu.edu.ru*

Проведенные в последние два десятилетия прошлого века фундаментальные исследования закономерностей формирования субмикрокристаллических и фрагментированных структур, в том числе с образованием большеугловых границ зерен в ходе большой пластической деформации и при обычных или повышенных температурах (механо-термической обработке), во многом определили прогресс в разработке современных методов получения субмикрокристаллических (СМК) и наноструктурированных (НС) металлов и сплавов воздействием пластическими деформациями.

В докладе рассмотрены закономерности формирования зеренно-субзеренной структуры при воздействии интенсивной/большой пластической деформацией с целью уменьшения размера элементов структуры до наномасштабного уровня и увеличения доли большеугловых границ зерен (ГЗ) в зеренно-субзеренном ансамбле, состоящем из дислокационных малоугловых границ субзерен и большеугловых границ зерен. Показано, что целенаправленное увеличение доли большеугловых границ зерен в полигонизованной структуре за счет формирования большеугловых границ путем последовательного увеличения углов разориентировки на малоугловых границах субзерен при многократном чередовании прокатки (на небольшую степень деформации) и последующего дорекристаллизационного отжига в чистых металлах (на примере Ni, Mo), не приводит к уменьшению размера элементов зеренно-субзеренной структуры менее чем 0,4-0,5 мкм. Это согласуется с имеющимися в литературе теоретическими оценками «насыщения» процесса «дробления» структурных элементов при достижении ими указанного интервала размеров.

Эффективными способами формирования зеренно-субзеренных структур с большой долей большеугловых границ и уменьшением размера элементов структуры до наномасштабного уровня являются: интенсивная пластическая деформация методами кручения под высоким давлением, равноканального углового прессования (РКУП) (в том числе в сочетании с последующей прокаткой, винтовой экструзии, всестороннего прессования в штамповой оснастке, винтовой в сочетании с обычной сортовой прокатки. При этом наноструктурированное состояние, отвечающее значительной (до 80% от общего числа) доле наноразмерных (менее 100 нм) зерен, как правило, удастся сформировать в чистых металлах, лишь при использовании РКУП с противодавлением, а также перечисленными выше методами.

В последние годы обнаружено, что в процессе интенсивной пластической деформации некоторыми из известных перечисленных выше методов возможно образование в металлах и сплавах микро- и нанопористости на границах зерен. Это существенно уменьшает сопротивления усталости указанных материалов в СМК и НС состояниях, хотя и не обнаруживается при испытаниях на активное растяжение. Рассматриваются способы контроля и устранения такой пористости.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ДЛЯ ТЕХНИЧЕСКИХ И МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

В.Г. Пушин

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

Представлен обзор работ по развитию нанотехнологий для создания наноматериалов, способных испытывать высокообратимые термоупругие мартенситные превращения (ТМП). Рассмотрены особенности ТМП и их зависимость от температуры, размера зерна, давления, магнитного поля. Дается характеристика однократно и многократно обратимых ЭПФ и сверхупругости, анализируется влияние термических и термомеханических обработок (ТО и ТМО) на последующие структурные и фазовые превращения и ЭПФ в данных материалах. Обсуждаются принципы и технологические подходы реализации различных структурных состояний в сплавах с ЭПФ: обычного микро-, МК, субмикро-, СМК, или нанокристаллического, НК, аморфного, одно- или многофазного, в том числе методами интенсивной пластической деформации (ИПД) или быстрой закалки расплава (БЗР), в сочетании с ТО и ТМО. Показано, что у большинства материалов с СМК- и НК-структурами, полученными ИПД или БЗР, высоким значениям пределов текучести и прочности отвечает пониженная пластичность (менее 10% относительного удлинения), но никелид титана проявляет необычно высокую способность к деформированию и, что особенно важно, высокое равномерное удлинение и сужение при растяжении, а также вязкость при разрушении и износостойкость. Демонстрируются возможности ИПД кручением под высоким давлением, как и БЗР, по обеспечению предельного измельчения зерна, вплоть до аморфизации ряда сплавов, аморфная матрица которых содержит нанобласти размером 1...5 нм с сильно искаженной, но близкой к В2-решетке атомной структурой. Они становятся центрами последующей нанокристаллизации при низкотемпературной ТО. Параметры наноструктуры (размер зерна до 100 нм) контролируются выбором ее температуры и длительности, обеспечивая 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. ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП), многопроходных прессования, волочения или прокатки по разным режимам позволяет создать объемные наноструктурные (НС) сплавы с ЭПФ. Основным механизмом формирования нанозеренной структуры в данном случае является сочетание процессов фрагментации, полигонизации и рекристаллизации. По сравнению с поликристаллическими прототипами объемные и длинномерные НС-сплавы Ti-Ni имеют высокие прочностные и пластические свойства в широком интервале температур, комплекс предельных узкогистерезисных ЭПФ. В качестве формообразующей обработки массивных наноструктурных сплавов TiNi с ЭПФ могут быть рекомендованы сочетанные методы ИПД, комбинируемые совместно с другими деформационно-термическими воздействиями (прокаткой, волочением, отжигом). Рассмотрены примеры практического использования материалов с ЭПФ в технике и медицине.

ФИЗИЧЕСКОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ВТМО СТАЛИ

Г.Е.Коджаспиров¹, А.И.Рудской,¹ Е.И.Хлусова², В.В.Орлов²

¹*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,*

²*ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург,*

gkodzhaspirov@gmail.com

Разработка физических и математических моделей, использование которых позволяет оптимизировать процесс термомеханической обработки (ТМО) того или иного типа заготовок и изделий является одной из важнейших задач при создании ресурсосберегающих технологий изготовления металлопродукции.

Наиболее используемым в настоящее время процессом является высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) достаточно широко используемая при изготовлении листа, сорта и др. видов продукции из различных сталей. Следует отметить, что для проката, изготавливаемого по схеме ВТМО, прежде всего, необходима модель, которая могла бы прогнозировать формирование структуры металла во всем цикле технологического передела, включающего нагрев, деформацию в высокотемпературной области и после подстуживания вплоть до межкритических температур и последующее ускоренное охлаждение до комнатной температуры.

Анализ моделей процесса ВТМО, предложенных различными авторами, свидетельствует о том, что в основу большинства из них положены принципы и уравнения, сформулированные в работах Селларса и др. ученых, работающих в течение длительного времени в данной области.

К настоящему времени разработан ряд моделей, позволяющих с определенной точностью рассчитывать и прогнозировать эволюцию микроструктуры, регулировать в заданном направлении механические свойства металла, разрабатывать новые или корректировать существующие технологии прокатки. Следует, однако, заметить, что, все они не отличаются высокой точностью вследствие неполного учета воздействующих на эволюцию структуры факторов: влияния пластической деформации в высокотемпературной области на выделение дисперсных карбонитридных фаз в аустените, на фрагментацию аустенита после деформации в низкотемпературной области и обусловленное этим изменение состояния аустенита перед фазовым превращением и его влияние на морфологию образующихся фаз.

На примере низколегированных высокопрочных сталей проанализированы некоторые модели, описывающие кинетику динамической и статической рекристаллизации, эволюцию размера, взаимосвязь структуры с механическими свойствами. Даны рекомендации по оптимизации технологических процессов изготовления некоторых видов стальной продукции.

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



ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ И УПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЕМ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НАГРУЖЕНИИ В ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОГО УРОВНЯ СВОЙСТВ

Л.С. Малинов

*ГВУЗ Приазовский государственный технический университет,
г. Мариуполь, E-mail: leonid-malinov@yandex.ru*

В конце 60-х, начале 70-х годов в работах автора с сотрудниками было установлено, что наиболее высокой кавитационной стойкостью обладают однофазные аустенитные стали с оптимальной кинетикой динамических деформационных мартенситных превращений. В работе обобщены результаты исследований, показывающие, что в зависимости от режима проведения предварительной холодной или теплой пластической деформации (хпд и тпд) может происходить стабилизация или дестабилизация аустенита, неоднозначно влияющие на механические и служебные свойства. Если сталь в исходном состоянии имеет оптимальное развитие динамических деформационных мартенситных превращений, то проведение хпд, вызывающей образование значительного количества мартенситных фаз и существенное упрочнение, сильно снижает пластичность, кавитационную стойкость и износостойкость вследствие уменьшения прироста мартенсита в процессе испытаний или эксплуатации и, соответственно, возможности релаксации напряжений и расходования энергии внешнего воздействия на их протекание. Аналогичный результат имеет место и в том случае, когда под влиянием теплой деформации аустенит чрезмерно стабилизируется, что так же, как и в предыдущем случае, уменьшает прирост мартенсита деформации. В сталях, в которых интенсивно протекает $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение при деформации, предварительная обработка должна до определенного предела стабилизировать аустенит. Так у сталей 10X13Г8 и 10X13Г10 с чрезмерно интенсивным после закалки динамическим деформационным мартенситным превращением при тпд при температурах 350-550 °С с обжатиями 60-80 %, приводящая к упрочнению аустенита и его стабилизации до оптимального уровня, обеспечивает следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1220-1400$ МПа; $\sigma_B = 1360-1600$ МПа; $\delta = 15-30$ %; $\psi = 25-40$ %; $KCU = 0,8-1,5$ МДж/м². Напротив, в стали 10X17АГ10 с повышенной стабильностью аустенита хпд со степенью 35 %, приводящая к образованию 10 % α' -мартенсита и, соответственно, активизирующая образование мартенсита деформации при испытаниях механических свойств, приводит к получению тех же прочностных свойств, что и в предыдущем случае, при более высокой пластичности ($\delta = 27$ %). Это показывает необходимость управлять развитием мартенситных превращений при нагружении с целью их оптимизации для получения высокого уровня свойств. Для этого необходимо предварительной деформацией создать определенную дислокационную структуру аустенита и обеспечить его упрочнение, а также дисперсность и равномерность распределения в структуре образовавшихся при нагружении в процессе испытаний свойств или эксплуатации фаз (мартенсита, карбидов, карбонитридов и др.). Наиболее высокий уровень свойств может быть получен комбинированными обработками, включающими хпд и тпд, проводимыми в различной последовательности.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУР РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АУСТЕНИТЕ ПРИ СОВМЕЩЕННОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ (ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ) ОБРАБОТКЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

¹ И.Н. Куницкая, ¹ Я.И. Спектор, ² В. Е. Ольшанецкий, ¹ Ю.В. Артамонов

¹ Государственное предприятие “Украинский научно-исследовательский институт специальных сталей, сплавов и ферросплавов”, г. Запорожье

² Запорожский национальный технический университет

E-mail: yaispector@mail.ru

Обобщены результаты работ УкрНИИСпецстали по кинетике и структурам рекристаллизации горячедеформированного аустенита, их влияние на превращения и свойства после регулируемого охлаждения и термообработки проката специальных сталей и сплавов. Рассмотрены диаграммы кинетики рекристаллизации для разных структурных классов сталей, построенные моделированием на лабораторном прокатном стане при 900 – 1200 °С и последующей изотермической выдержки. Диаграммы отражают динамическую (в очаге деформации) и статическую (при выдержке) рекристаллизацию. Для сталей с превращением при охлаждении построены совмещенные кинетические диаграммы рекристаллизации аустенита, выделения карбидной сетки и $\gamma - \alpha$ превращения.

Формирование структур рекристаллизации легированного аустенита в значительной степени происходит непосредственно в очаге горячей деформации за счет динамической рекристаллизации. Во время междеформационной паузы не успевают произойти зарождение и рост новых рекристаллизованных зерен; идет лишь перераспределение и уменьшение количества дефектов в нерекристаллизованных участках и подготовка структуры к динамической рекристаллизации на последующих проходах. Формирование динамически рекристаллизованных зерен связано с механизмом пакетного скольжения, характерного для горячей деформации. При этом происходит облегченная миграция высокоугловых границ исходных зерен с образованием на них зубцов, являющихся первыми зародышами динамической рекристаллизации. Облегченное образование в очаге деформации зародышей динамической рекристаллизации наблюдается на границах ликвационных избыточных фаз, а также в объеме исходных зерен. Расчеты показали, что уровень эффективной энергии активации динамической рекристаллизации существенно меньше в сравнении с рекристаллизацией во время междеформационной паузы.

На коррозионностойких и конструкционных сталях подтверждены предположения, высказанные М.Л. Бернштейном, что в горячедеформированном при высоких температурах 1050 – 1150 °С аустените происходит термическая дестабилизация мелкодисперсных и пленочных фаз, перераспределение вредных примесей (фосфора, серы); обеспечивается очищение границ рекристаллизованных зерен. Это повышает, например, сопротивление разрушению мартенсита и поперечную ударную вязкость аустенита.

Регулируемая многопроходная прокатка позволяет обеспечить интенсивную многопроходную горячую деформацию и получить микроструктуру с ультрамелким зерном. Например, в коррозионностойких аустенитных сталях формируется зерно величиной 0,8 – 1,5 мкм.

ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАННОГО АУСТЕНИТА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И МАГНИТНОЙ ОБРАБОТКЕ

Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина

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

Магнитное поле, увеличивая термодинамический стимул для образования ферромагнитной фазы, приводит к дестабилизации аустенита, стабилизированного пластической деформацией. Эффективность действия магнитного поля обусловлена многими факторами и среди них существенное значение имеет изменение морфологии мартенсита, образующегося под действием магнитного поля.

Исследовано влияние сильного магнитного поля на превращение аустенита, стабилизированного пластической деформацией, в сплаве 50H26. Этот сплав интересен тем, что в нем под действием магнитного поля образуется мартенсит иной морфологии, чем при охлаждении. При охлаждении мартенситное превращение начинается по достижении $T = -120\text{ }^{\circ}\text{C}$ с образованием кристаллов линзовидного мартенсита. При $T = -196\text{ }^{\circ}\text{C}$ образуется $\sim 50\%$ линзовидного мартенсита. Специальными опытами было установлено, что при $T = -100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в поле $H = 40\text{ МА/м}$ образуется $\sim 50\%$ тонкопластинчатого мартенсита. Предварительная деформация сплава при комнатной температуре на 50 и 70 % вызывает стабилизацию аустенита по отношению к мартенситному превращению. С увеличением степени деформации температура начала мартенситного превращения понижается по сравнению с точкой M_n недеформированного аустенита, величина взрыва и количество мартенсита уменьшается. Воздействие магнитного поля $H=36\text{ МА/м}$ приводит к смещению мартенситной точки в сторону более высоких температур как недеформированного, так и деформированного аустенита на $80-83^{\circ}$ ($\sim 23^{\circ}$ на 10 МА/м). При $T=-140\text{ }^{\circ}\text{C}$ в магнитном поле происходит полная дестабилизация деформированного аустенита: образуется столько же мартенсита, сколько при охлаждении до $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ недеформированного сплава. Положение температуры полной дестабилизации аустенита определяется химическим составом материала, а также условиями проведения пластической деформации и обработки в магнитном поле.

Установлено, что в сплавах, в которых при охлаждении образуется линзовидный мартенсит, а под действием магнитного поля - тонкопластинчатый, возникающая при пластической деформации стабилизация аустенита, может быть полностью снята обработкой в магнитном поле. Магнитное поле при этом позволяет получить в деформированном сплаве максимально возможное количество мартенсита, большее, чем в недеформированных образцах. Сложный ход мартенситных кривых в магнитном поле связан с влиянием различных факторов на процесс структурообразования: увеличением количества мартенсита за счет роста числа кристаллов и их обрастания, сменой морфологии мартенсита под действием магнитного поля; ориентирующим влиянием магнитного поля и пластической деформации.

Дестабилизирующее влияние магнитного поля в практическом отношении следует рассматривать как способ повышения прочности сталей за счет увеличения в структуре количества мартенсита.

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ВДОЛЬ ГРАНИЦ ВКЛЮЧЕНИЕ-МАТРИЦА СТАЛИ ПРИ РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ ТЕРМО-ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

С.И. Губенко

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

Ранее проведенные исследования показали, что при высоких температурах деформация развивается вдоль межфазных границ включение-матрица стали, т. е. происходит проскальзывание, которое является самостоятельным микромеханизмом горячей деформации. Целью данной работы было изучение закономерностей проскальзывания вдоль межфазных границ включение-матрица при разных режимах горячей деформации. Проскальзывание вдоль границ включение-матрица исследовали в сталях 60Г, 08Ю, 08Т, 08Х18Н10Т, НБ-57, а также армко-железе. Испытания образцов проводили при высокотемпературной (900-1200°C) деформации растяжением в вакууме на установке ИМАШ-5С со скоростью перемещения захватов 800, 1680 и 2000 мм/мин.

Вблизи неметаллических включений обнаружены пики или «всплески» микронеоднородной деформации, природа которых не одинакова. При горячей деформации их появление обусловлено развитием проскальзывания вдоль межфазных границ включение-матрица. «Всплески» деформации также возникают при выходе трещин на границу с матрицей в случаях разрушения хрупких или пластичных включений. Величина этих пиков деформации зависит от температуры, типа и степени пластичности включения и матрицы. Определены параметры пластичности межфазных границ включение-матрица при разных условиях проскальзывания для различных неметаллических включений.

При устойчивом усиливающем влиянии температуры на процесс проскальзывания вдоль границ включение-матрица проявляется влияние скорости деформирования на изучаемое явление. Для всех температур деформации как для недеформируемых, так и для пластичных включений, обнаруживается максимум смещения риск при изменении скорости деформирования. Вначале увеличение скорости деформирования от V_1 до V_2 приводит к интенсификации движения дефектов в изучаемых границах. Увеличение скорости деформирования до V_3 способствует снижению интенсивности процесса проскальзывания, поскольку не успевает проходить динамическое восстановление структуры границ включение-матрица и проявляется их деформационное упрочнение. Инкубационный период проскальзывания зависит от температура и скорости деформирования, а также степени пластичности системы включение-матрица. Для разных типов включений наблюдается и различная скорость проскальзывания, которая значительно быстрее протекает в случаях пластичных включений. При температурах оплавления и полного плавления легкоплавких включений процесс проскальзывания вдоль границ включение-матрица имеет свои особенности. Исследуемое явление проявляется в условиях термомеханической обработки сталей и сплавов, содержащих неметаллические включения.

ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК В МАКРОУПРУГОЙ ОБЛАСТИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ НЕСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА И α -МАРТЕНСИТА ОХЛАЖДЕНИЯ.

Л.Е.Алексеева,* В.Ф.Терентьев, Г.А.Филиппов, М.Н.Панкова, А.А.Буржанов,
С.А.Кораблева,** М.П.Галкин

ФГУП "ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина", г. Москва, iqs12@yandex.ru

**ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, г. Москва,*

***ОАО МЗ «Серп и Молот», г. Москва*

В настоящей работе рентгеноструктурным методом исследована структура стали типа 23Х15Н5СМЗГ с содержанием до 10-12% $\alpha_{\text{охл}}$ после закалки и после усталостных испытаний образцов вырезанных из промышленной ленты, а также после стендовых испытаний.

На образцах, вырезанных из промышленной ленты и из изделий рентгеноструктурным методом определяли количество α и γ - фазы из соотношения интенсивности интерференционных линий $(111)_{\gamma}$ и $(110)_{\alpha}$ и оценивали структурное состояние α -мартенсита по ширине интерференционной линии (211) – плотность дислокации ρ , микроискажения кристаллической решетки $\Delta a/a$, средний уровень микронапряжений σ_{Π} и неоднородность распределения микронапряжений – локальную концентрацию.

Усталостные испытания образцов исходной промышленной ленты толщиной 0,3мм проводили на сервогидравлической машине «8801» в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла 100МПа и частотой 30Гц на базе 10^7 циклов.

Построена кривая усталости для образцов, простоявших под воздействием циклических напряжений ниже предела текучести ($\sigma_{0,2}=890\text{МПа}$) при определенном числе циклов: 1. $\sigma=850\text{МПа}$, $N=2,2 \cdot 10^5$ циклов; 2. $\sigma=800\text{МПа}$, $N=5,5 \cdot 10^6$ циклов; 3. $\sigma=650\text{МПа}$, $N=3,0 \cdot 10^6$ циклов, 4. $\sigma=500\text{МПа}$, $N=5,2 \cdot 10^6$ циклов; 5. $\sigma=750\text{МПа}$, $N=1,08 \cdot 10^7$ циклов; а также образец исходной ленты и образец этой ленты после разрушения растяжением.

Установлено что, после статического растяжения до разрушения количество α -мартенсита (состоящего из структурных составляющих α -мартенсита деформации + α -мартенсита охлаждения) возрастает на 30% по сравнению с исходным состоянием ленты, где $\alpha=42\%$, и соответственно уменьшается количество γ -фазы, т.е. происходит фазовое мартенситное превращение $\gamma \rightarrow \alpha_{\text{м.д}}$. В результате усталостных испытаний во всех образцах возрастает количество α -мартенсита деформации до 70-72% по сравнению с исходной лентой.

Ширина линии α -фазы $\beta_{(211)}$ увеличивается с 30 до 33мрад, микроискажения кристаллической решетки увеличиваются с 4 до $5,5 \cdot 10^{-3}$, средний уровень микронапряжений σ_{Π} с 1040 до 1180МПа для объектов исследования №1-5, т.е. на 15% по сравнению с исходной лентой. Локальная концентрация микронапряжений увеличивается более значительно –с 10 до 22%. Эти данные можно интерпретировать как превалирование процесса накопления дефектов над процессом релаксации в мартенсите трип-стали, что приводит к снижению ресурса ленты при эксплуатации.

ОБЪЕМНОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА ТЕРМИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

И.В. Ряпосов, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
riv@mail.ru, kleyner@pstu.ru, shatsov@pstu.ru*

Внимание исследователей к наноструктурированным объемным материалам обусловлено возможностью получения нового, ранее недостижимого, комплекса свойств. Основные способы диспергирования структуры до наноуровня объемных наноматериалов основаны на консолидации нанопорошков, кристаллизации аморфных сплавов или применении интенсивной пластической деформации.

Особый интерес представляет возможность получения наносталей только термическим воздействием без дополнительного применения высоких энергий. Из всех известных морфологических типов мартенсита, только пакетный (реечный) позволяет диспергировать характерные элементы структуры при закалке, поэтому в качестве объекта исследований выбрана низкоуглеродистая мартенситная сталь (НМС) 15Х2Г2НМФБ с выраженной структурной наследственностью.

В работе изучали морфологию высокотемпературного мартенсита и наноструктурирование низкоуглеродистых мартенситных сталей при закалке.

Структура пакетного мартенсита включает в себя слои, пакеты и рейки, разориентировка которых не превышает 3 градусов. У сталей с пакетной структурой вклад в прочность границ реек на 1-2 порядка выше, чем границ пакетов, имеющих большеугловые границы, поэтому фрагментирование реек существенно влияет на свойства НМС. Примерно 1/3 границ реек является проницаемой для дислокаций, что способствует релаксации напряжений, их равномерному распределению и, следовательно, повышению вязкости и конструкционной прочности.

В представленных исследованиях обнаружено существование новой формы высокотемпературного мартенсита – глобулярной. В процессе измельчения термическим воздействием глобулярно-реечной структуры до наноуровня образуются фрагменты, напоминающие по форме и размерам блоки. Фрагментирование глобулярно-реечной структуры происходит в широких интервалах скоростей охлаждения и даже при медленном охлаждении на воздухе сталей со структурой низкоуглеродистого мартенсита. Глобулярный тип мартенсита принципиально отличается от низкотемпературных форм возможностью измельчаться при закалке. Ранее предполагали, что диспергирование при закалке характерно только для реечного мартенсита; его образование предположительно связано с расслоением низкоуглеродистого твердого раствора при повторном нагреве. От реечной морфологии глобулярную отличают иные форма и размеры характерных элементов.

Циклическое повторение закалки обеспечивает образование нанометрических размеров характерных элементов структуры.

Таким образом, выявлена новая морфологическая форма низкоуглеродистого мартенсита, доказана возможность объемного наноструктурирования НМС, предложен механизм измельчения характерных элементов структуры при закалке без дополнительного высокоэнергетического воздействия.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ОДНООСНОЙ И МНОГООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

А.К. Гук, Г. Гольдхан, Р. Кавалла

*Институт обработки металлов давлением, ТУ Фрайбергская горная
академия, г. Фрайберг, Германия*

*Anna.Guk@imf.tu-freiberg.de, Gert.Goldhahn@imf.tu-freiberg.de,
Rudolf.Kawalla@imf.tu-freiberg.de*

Исследовано влияние пластической деформации и термообработки на структуру и механические свойства двух высоколегированных сталей 18CrMo4 и 50SiMoVNb8. Особое внимание уделялось многоосности деформации, что позволило сравнить результаты осадки плоского образца и многоосевой деформации в модуле MaxStrain. Образцы были продеформированы в температурном интервале 800-900°C со степенью деформации 0,1-0,3. Структурообразование исследуемых сталей анализировалось методами количественной металлографии. Определена зависимость механических свойств от условий стабильности аустенита, определяемых химическим составом стали и деформацией образцов, а также влияние охлаждения на фазовое превращение и процессы образования карбонитридов. Показано влияние степени деформации на количество феррита и размера его зерна.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 110Г13 ПРИ ТЕПЛОМ КРУЧЕНИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА И ПОСЛЕДУЮЩИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГАХ

М.С. Тулеева, Г.Г. Захарова, Е.В. Мельников, Е.Г. Астафурова

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
tukeeva@sibmail.com*

В работе методами оптической металлографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, дифракции обратно рассеянных электронов, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, микроиндентирования проведены исследования микроструктуры и механических свойств (микротвердости) монокристаллов аустенитной стали 110Г13 после тепловой интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением в наковальнях Бриджмена и последующих высокотемпературных отжигов. Деформацию кручением под давлением проводили в наковальнях Бриджмена при температуре $T=400^{\circ}\text{C}$ ($T/T_{\text{пл}} \sim 0,3$) под давлением $P=5$ ГПа на 1-5 оборотов. Отжиги проводили при температурах $400 \div 800^{\circ}\text{C}$ в течение 1 часа.

Обнаружено, что теплая деформация кручением под давлением монокристаллов стали 110Г13 приводит к образованию высоконеравновесной фрагментированной структуры. Фрагментация происходит за счет образования грубых двойниковых пакетов, полос локализованной деформации и границ дислокационного происхождения, дополнительно стабилизированных ультрамелкодисперсными частицами карбидов Fe_3C . Карбидная фаза равномерно распределена в объеме материала и имеет средний размер ~ 5 нм. После тепловой ИПД и отжигов помимо исходного аустенита в структуре наблюдается α -фаза, обусловленная частичным обезуглероживанием матрицы в процессе ИПД за счет образования карбидов и/или наведенным деформацией γ - α фазовым превращением.

Взаимодействие двойников деформации нескольких систем с дислокациями скольжения и частицами второй фазы обеспечивает высокое деформационное упрочнение стали. Так, микротвердость увеличивается от 2,5 ГПа в исходном состоянии до 8,2 ГПа после ИПД.

Экспериментальные данные по влиянию высокотемпературных отжигов на микроструктуру, механические свойства, микродеформацию решетки и области когерентного рассеяния показали, что нанокристаллическая структура, сформированная в стали 110Г13 методом кручения под давлением, стабильна до температуры отжига 500°C . Этому способствует формирование сетки двойников и закрепление границ частицами карбидов. С ростом температуры отжига $T > 500^{\circ}\text{C}$ двойниковые границы деградируют, происходит рост частиц второй фазы, увеличение доли α -железа в структуре, что сопровождается уменьшением микротвердости стали и ростом зерна.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8). Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Томского государственного университета.

СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ИНТЕНСИВНОЙ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

В.В. Столяров^{1,2}

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

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

Титановые сплавы широко используются в промышленности благодаря удачному сочетанию высокой удельной прочности с эксплуатационными и технологическими свойствами. Вместе с тем, многие современные применения титановых сплавов требуют более высоких абсолютной прочности и функциональных свойств в специальных конструкциях – лопатки турбин, соединительные муфты, медицинский инструментарий. Измельчение микроструктуры сплавов методом электропластической прокатки (ЭПП) – один из путей достижения высоких свойств, в частности в длинномерных тонкостенных изделиях. Цель исследования — изучение взаимосвязи структуры, свойств и режимов ЭПП прутков и полос из титановых сплавов ВТ1-0, ВТ6 и TiNi.

Сплавы в крупнозернистом состоянии ($d = 10-50$ мкм) были подвергнуты многопроходной ЭПП [2] при различных параметрах деформации и тока, а также последеформационному отжигу при 400- 650 °С - 1 час.

Обнаружено сильное влияние импульсного тока на деформируемость структуру и свойства. В зависимости от сплава максимальная степень деформации до разрушения с током в 1.5-5 раз выше, чем без тока, при этом наблюдаются критические значения тока в интервале от 50 до 200 А/мм².

ЭПП с последующим отжигом формирует наноструктуру с средним размером зерен менее 80 нм в TiNi сплаве и ультрамелкозернистую структуру в сплавах ВТ1-0 и ВТ6; снижает коэффициент трения с 0.4 до 0.2; повышает износостойкость и механические характеристики σ_m , σ_B и $\sigma_{0.2}$ по сравнению с КЗ состоянием.

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 выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 11-08-00327_а
и Минобрнауки, госконтракты № ПЗ40 и № 14.740.11.0825*

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ ДИНАМИЧЕСКИМ КАНАЛЬНО-УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

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

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

***Российский Федеральный Ядерный Центр – ВНИИТФ, г. Снежинск*

Получение объемных наноструктурированных (НС) материалов конструкционного назначения деформационными методами – актуальная задача современного материаловедения. Однако такие материалы зачастую термически неустойчивы. Сведения о термической стабильности НС-меди, полученной различными методами ИПД, неоднозначны, а иногда и противоречивы. Это связано с неодинаковой степенью развития динамической рекристаллизации при ИПД разными методами и, вследствие этого, с различной кинетикой последующих релаксационных процессов. Кроме того, на термическую стабильность влияет чистота металла, степень дисперсности и однородность полученных структур.

В работе изучена эволюция структуры НС-меди, полученной новым методом [1] высокоскоростного ($\sim 10^5 \text{с}^{-1}$) канально-углового прессования (ДКУП) после отжига (100-420 °С). Оптимальные режимы для получения однородной НС-меди в объемных образцах при ДКУП были определены в работах [2-3]. Показано, что в меди чистотой 99,8 вес % за счет высокоскоростных процессов фрагментации и динамической рекристаллизации формируется структура, состоящая из зерен и субзерен размерами 50-350 нм. Полученная неравновесная структура меди устойчива к длительному, более двух-трех лет, вылеживанию при комнатной температуре и имеет высокие механические свойства: $H_v=1560$ МПа, $\sigma_B=440$ МПа, $\sigma_{0,2}=414$ МПа и $\delta=19\%$). Установлено, что удельное электросопротивление (ρ/ρ_0) НС-меди, измеренное при температуре жидкого гелия (4,2 К), существенно (в 5 раз) превышает ρ/ρ_0 меди в отожженном крупнозернистом состоянии. Этот эффект обусловлен повышенной концентрацией дефектов и размером зерен-субзерен меди, сформировавшихся при ДКУП, однако определяющий вклад вносит рассеяние электронов на границах зерен-субзерен ≤ 300 нм. Определено, что НС-медь термически устойчива при нагреве до температур 150°С. Существенное уменьшение микротвердости и ρ/ρ_0 НС-меди после нагрева до температур $\geq 220^\circ\text{C}$ связаны с развитием процесса рекристаллизации, происходящей путем перестройки неравновесных зеренно-субзеренных границ в равновесные, миграции границ зерен и их участков и за счет роста новых зерен из возникших при ДКУП центров рекристаллизации. Показано, что о степени протекания релаксационных процессов в НС-меди после отжига можно судить по изменению величины удельного электросопротивления при гелиевых температурах.

Работа выполнена по плану РАН («Структура» № г.р. 01201064335) и при поддержке проектов РФФИ 11-03-00047, УрО РАН 09-М-12-2002 и УрО РАН_офи 11-2-11-ЯЦ

1. Шорохов Е.В., Жиглев И.Н., Валиев Р.З. Патент № 2283717 РФ. Способ динамической обработки материалов. // Бюллетень изобретений. 2006. №26. С. 64
2. Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В. и др. // ФММ. 2008. Т.105. №6. С. 621-629.
3. Хомская И.В., Шорохов Е.В., Зельдович В.И. и др. // ФММ. 2011. Т.111. №6. С. 639-650.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ, ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ТИТАНА С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, СФОРМИРОВАННОЙ ПРИ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ

*Е.Ф. Дударев, *А.Н. Табаченко, **О.А. Кашин, **Н.Г. Гирсова, А.Б.,
*Скосырский, *Г.П. Бакач, **А.И. Лотков, *Г.П. Почивалова,
*М.Ф. Жоровков

**Сибирский физико-технический институт ТГУ, г. Томск,
**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
okashin@ispms.tsc.ru*

В последнее время показана возможность формирования субмикrokристаллической структуры в металлических материалах при определенных температурно-скоростных режимах прокатки. Этот способ деформации был использован в настоящей работе для изготовления высокопрочных прутков с субмикrokристаллической структурой из технически чистого титана ВТ1-0. Теплую прокатку проводили в ручьевых валках со ступенчатым понижением температуры прокатки при переходе от ручья с большим сечением к ручью с меньшим сечением. При этом были получены прутки в субмикrokристаллическом состоянии со средним размером зерен в поперечном сечении прутка ~200 нм. Методами рентгеноструктурного анализа показано, что при использованных режимах прокатки, наряду с размером зерен, изменяются кристаллографическая текстура, внутренние напряжения и размер областей когерентного рассеяния. Проведенные электронно-микроскопические исследования и измерения температурной зависимости внутреннего трения свидетельствуют о высокой степени неравновесности границ зерен.

Установлены изменения в деформационном поведении титана в области микро- и макропластической деформации при переходе от мелкозернистой к указанной выше субмикrokристаллической структуре. Основными из них являются следующие: наряду с сопротивлением микропластической деформации и пределом текучести и пределом прочности увеличивается коэффициент деформационного упрочнения, но при этом уменьшается степень пластической деформации до начала локализации пластической деформации на макромасштабном уровне. Вместе с тем относительное удлинение до разрушения остается большим, и по структурному признаку разрушение остается вязким – оно происходит путем вязкого ямочного отрыва. Показано, что не только при крупно- и мелкозернистой, но и при субмикrokристаллической структуре зернограничное микропроскальзывание при комнатной температуре не реализуется.

Исследовано влияние дорекристаллизационного отжига субмикrokристаллического титана на термическую стабильность микроструктуры, внутренние напряжения, а также деформационное поведение и характеристики прочности и пластичности. На основе этих исследований определены температурно-временные режимы отжига субмикrokристаллического титана, обеспечивающие сочетание высокой прочности в области микро- и макропластической деформации и высокой пластичности.

Рассмотрена роль разных структурных факторов в изменении деформационного поведения титана в результате формирования субмикrokристаллической структуры и при последующем отжиге.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ТРЕНИЯ И ИЗНАШИВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

С.В. Чертовских

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

До настоящего времени практически не изученными остаются триботехнические свойства и термодинамические аспекты трения и изнашивания нанокристаллических (НК) материалов. Структурные различия традиционного (исходного) и после равноканального углового прессования (РКУП) состояния материалов заключаются в степени дисперсности структуры материалов. НК структура, полученная методом РКУП, имеет большую объемную долю границ зерен по сравнению с крупнозернистой (КЗ) структурой. Неравновесные границы зерен в НК материалах вследствие наличия в их структуре дефектов с предельно высокой плотностью обладают избыточной энергией и полями дальнедействующих упругих напряжений. Таким образом, НК состояние, как термодинамическая система, находится в «более» неравновесном состоянии по сравнению с КЗ аналогом. Неравновесные процессы в трибосистеме могут приводить к снижению производства энтропии и, следовательно, интенсивности изнашивания и устойчиво протекать при образовании диссипативных структур при самоорганизации (адаптации).

В данной работе 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. Показано, что избыточное производство энтропии для трибосистемы с неравновесным состоянием контактирующих поверхностей может стать отрицательным, а система может потерять устойчивость и снизить интенсивность изнашивания при соблюдении условий одновременного снижения коэффициента трения, теплопроводности и плотности вещества, участвующего в массопереносе (износе).

Выявлено, что эти условия соблюдаются на подвижном фрикционном контакте из титана и его сплавов с НК структурой. Установлено, что формирование НК структуры в титановых сплавах повышает их износостойкость и прочностные характеристики, снижает адгезионную (молекулярную) 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 рентгенофотоэлектронной спектроскопии выявлено, что на поверхности испытанных образцов НК титана присутствует в 2 раза больше оксидов титана TiO_2 по сравнению с КЗ аналогом. При этом, количество оксидов титана увеличивается с увеличением температуры контакта. Оксиды титана, выполняя роль защитной пленки (и имеющие меньшую плотность по сравнению с титаном), уменьшают адгезионное взаимодействие контактирующих поверхностей и способствуют снижению коэффициента трения.

Проведенные экспериментальные исследования позволили объяснить снижение интенсивности изнашивания титана и его сплавов с НК структурой за счет одновременного снижения коэффициента трения, теплопроводности и плотности вещества, участвующего в массопереносе, что полностью подтверждает выводы термодинамического подхода к оценке влияния дисперсности структуры и температуры на триботехнические характеристики титана и его сплавов.

РЕАЛИЗАЦИЯ ПРЕДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ С ПОМОЩЬЮ ИНЖЕНЕРИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАНОКРИСТАЛЛОВ

Н.А. Шурыгина^{1,2}, А.М. Глезер^{1,2}, И.Е. Пермякова¹,
Е.Н. Блинова¹, С.А. Фирстов³

¹ ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г. Москва,

² ГОУ ВПО «МГУПИ», г. Москва,

³ Институт проблем материаловедения им. Францевича НАН Украины,
г. Киев, Украина

Для кристаллических материалов предел текучести σ_t связан с размером зерна d соотношением Холла-Петча ($\sigma_t = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2}$). Важным элементом структуры нанокристаллических (НК) материалов, определяющим их прочностные свойства, являются границы зерен. Во многих экспериментальных работах обнаружено, что в нанометровом диапазоне размера зерна наблюдаются отклонения от стандартной зависимости Холла-Петча. Такая аномальная зависимость при $d < 15-20$ нм является следствием изменения структурного механизма пластического течения на зернограничное микропроскальзывание, которое осуществляется тем легче, чем меньше размер зерен.

Зернограничное микропроскальзывание реализуется наиболее эффективно в НК материалах с аморфными зернограничными прослойками, полученных контролируемым отжигом аморфного состояния. Подобные прослойки рассматриваются как «размытые» границы зерен. Деформация подобной структуры осуществляется по аморфным прослойкам путем образования и распространения в них локализованных полос сдвига.

Целью данной работы явилась попытка повысить твердость НК сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в нанометровом диапазоне размера зерна путем инженерии границ зерен: введения в границы зерен «полезных» примесей (атомов бора) для торможения зернограничного проскальзывания. Объектами исследования являлись образцы двух исходно аморфных сплавов $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Ti_{49}Ni_{24}Cu_{24}B_3$, полученных методом спиннингования расплава (толщина лент 20-25 мкм). Аморфно-нанокристаллическое состояние получали путем контролируемого отжига в вакууме ленточных образцов при постоянной температуре в интервале 440-470⁰С в течение 10 – 60 мин. Измерения механических свойств (твердость HV и приведенный модуль Юнга E^*) проводили на сканирующем нанотвердомере «НаноСкан-3D» методом измерительного динамического индентирования.

Сплав $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ кристаллизуется гомогенно с образованием зерен В2-фазы. В сплаве $Ti_{49}Ni_{24}Cu_{24}B_3$ при кристаллизации бор вытесняется на границы зерен и тормозит процесс роста кристаллов В2-фазы. При исследовании этого сплава в НК состоянии методом ПЭМ по границам зерен наблюдаются наночастицы борида титана размером 5-7 нм.

Установлено, что в сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при $d > 80$ нм наблюдается размерная зависимость $HV = f(D)$, аналогичная соотношению Холла-Петча, при $d < 60-70$ нм обнаружено аномальное снижение значений HV , максимальное значение HV (6,5 ГПа) наблюдается при $d = 60$ нм. В сплаве $Ti_{49}Ni_{24}Cu_{24}B_3$ происходит существенное упрочнение материала при размере зерна 20 нм (HV достигает 8,5 ГПа) по сравнению с аморфным состоянием (3,5 ГПа). Нормированная твердость H/E^* составляет 0,125, что соответствует близкому к предельному (теоретическому) значению H/E^* (0,133) для материала такого структурного типа.

СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ ХОЛОДНОКАТАНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ.

Р.Р. Ильясов^{1,2}, Е.В. Автокротова¹, И.Ш. Валеев^{1,2}, О.Ш. Ситдиков^{1,2}

¹Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, sitdikov@nm.ru

²Бакирский государственный университет, г. Уфа, diesel874@yandex.ru

Исследованы особенности формирования структуры и изменение микротвердости холоднокатаных листов алюминиевого сплава 1570С системы Al-Mg-Sc-Zr при электроимпульсной обработке в интервале энергий 1,66 – 1,94 $\cdot 10^4 \frac{A^2 \cdot c}{мм^4}$. Принцип электроимпульсной обработки заключается в воздействии на образец импульсами тока большой плотности, генерированными при разряде высоковольтной конденсаторной батареи.

Измерения микротвердости сплава после электроимпульсной обработки показали, что значения микротвердости сплава снижаются от 142 HV в исходном холоднокатаном состоянии до 118 HV при энергии обработки $1,66 \cdot 10^4 \frac{A^2 \cdot c}{мм^4}$ и 87 HV при энергии обработки $1,94 \cdot 10^4 \frac{A^2 \cdot c}{мм^4}$.

Исследования микроструктуры сплава в плоскости прокатки и продольной плоскости образцов свидетельствуют о том, что в процессе электроимпульсной обработки в материале протекают процессы статической рекристаллизации. Формирование рекристаллизованных зерен начинается вдоль полос микросдвига, внесенных в материал в процессе холодной прокатки, а также вблизи исходных зеренных границ, с последующим распространением рекристаллизованных областей в тело исходных зерен при повышении энергии обработки. По результатам просвечивающей электронной микроскопии рекристаллизованные зерна характеризуются отсутствием решеточных дислокаций и ограничены равновесными границами.

Оценка параметров зеренной структуры сплава показала, что размер рекристаллизованных зерен составляет ~ 3 - 4 мкм и практически не изменяется с увеличением энергии электроимпульсной обработки. При этом объемная доля рекристаллизованных зерен увеличивается от 17 до 64,3% при увеличении энергии от 1,66 до $1,94 \cdot 10^4 \frac{A^2 \cdot c}{мм^4}$. Стабильность размера зерен обусловлена наличием в сплаве дисперсных наночастиц $Al_3(Sc, Zr)$, которые сохраняют свою когерентность при всех исследованных значениях энергии обработки и являются эффективным потенциальным барьером для роста рекристаллизованных зерен.

Особенности процессов структурообразования при электроимпульсной обработке данного сплава, а также влияние режимов обработки на измельчение зерен обсуждаются в деталях. Сделан вывод о том, что электроимпульсная обработка может являться перспективным методом обработки холоднокатаных листов из сплава 1570С для получения однородной мелкозернистой структуры.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПРОКАТКОЙ

О. Э. Мухаметдинова^{1,2}, Е. В. Автократова¹, О. Ш. Ситдинов^{1,2}, М. В. Маркушев¹

¹Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности
металлов РАН, г. Уфа, lena@imsp.da.ru

²Бакирский государственный университет, г. Уфа, oksy_5555@mail.ru

В рамках современного материаловедения важной задачей является исследование механических свойств металлических материалов, в частности, – термически неупрочняемых алюминиевых сплавов, к которым относится алюминиевый сплав 1570С (Al-5%Mg-0,2%Sc-0,08%Zr). В данной работе рассматриваются результаты проведенных работ, посвященных поведению данного сплава при сверхпластической деформации.

Алюминиевый сплав 1570С был подвергнут равноканальному угловому прессованию (РКУП) до степени деформации $\varepsilon \sim 8$ при температуре 325°C и последующей прокатке, проводимой при температуре РКУП и комнатной температуре. Испытания на растяжение были проведены в интервале температур 350-520°C и скоростей деформации 10^{-3} - 10^{-1} с⁻¹.

Показано, что формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры со средним размером зерен около 1 мкм и объемной долей около 0,7 методом РКУП приводит к исключительно высоким показателям сверхпластичности в диапазоне скоростей деформации до 10^{-1} с⁻¹. Максимальное удлинение до разрушения ~3300% было достигнуто при температуре 450°C и начальной скорости деформации $5,6 \times 10^{-2}$ с⁻¹.

Последующая высокотемпературная изотермическая прокатка, осуществляемая до общей относительной степени деформации 86%, обеспечивала повышение гомогенности УМЗ структуры и не оказывала влияния на средний размер ультрамелких зерен. При этом объемная доля ультрамелких зерен повышалась до 0,8-0,85. Прокатка при комнатной температуре, проводимая до относительной степени деформации 80%, напротив, обеспечивала формирование сильно деформированной микроструктуры с высокой плотностью дислокаций. Однако, несмотря на такую разницу в микроструктурах, развивающихся при различных температурах прокатки, сверхпластические характеристики сплава оказались приблизительно одинаковыми. А именно, в обоих случаях сплав продемонстрировал высокоскоростную сверхпластичность с максимальным удлинением ~2800% при температуре 520°C и скорости деформации $1,4 \times 10^{-2}$ с⁻¹.

Поведение УМЗ Al-Mg-Sc-Zr сплава в процессе сверхпластической деформации, а также соотношение между достигаемыми характеристиками сверхпластичности и микроструктурой материала на разных стадиях обработки, обсуждаются в работе в деталях.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке Федеральной Целевой Программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., государственный контракт № П11065.

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПЕРЕД СТАРЕНИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ИМВ7-1 СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr

Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, Е.А. Лукьянова

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

Магниевый сплав ИМВ7-1 системы Mg-Y-Gd-Zr характеризуется высоким прочностным эффектом при старении и обладает значительной прочностью как при комнатной, так и при повышенных температурах. Ранее были изучены свойства горячепрессованного сплава и сплава, подвергнутого дополнительному отжигу в процессе старения. В настоящей работе исследовано влияние дополнительной холодной пластической деформации на механические свойства горячепрессованного сплава ИМВ7-1 состава: 4,71%Y, 4,58%Gd, 0,31%Zr, остальное магний.

Образцы для исследования изготавливались из горячепрессованной плиты, полученной со степенью обжатия ~90%, с последующей холодной прокаткой в продольном направлении, составляющей ~10%. Распад пересыщенного твердого раствора изучался методами измерения удельного электросопротивления и твердости в процессе старения сплава при температуре 200°C продолжительностью до 128 часов. Механические свойства сплава определялись при комнатной температуре в долевом и поперечном направлениях.

Микроструктура горячепрессованной плиты была в основном рекристаллизованной наряду с небольшим количеством деформированных зерен, вытянутых вдоль направления прессования. После дополнительной прокатки в теле зерна можно было наблюдать признаки пластической деформации в виде полос скольжения и двойников.

Кривые изменения твердости и удельного электросопротивления при старении показали, что распад пересыщенного магниевых твердого раствора в горячепрессованном сплаве ИМВ7-1 после холодной пластической деформацией происходит быстрее, чем без дополнительной деформации. Об этом свидетельствует уменьшение времени старения, при котором начинает возрастать твердость. При этом твердость после холодной деформации оказалась немного выше.

Испытания на механические свойства проводились на плите, подвергнутой холодной деформации без старения и после старения при 200°C в течение 16 и 64 часов. Установлено, что предел прочности сплава без дополнительной деформации и после холодной деформации оказался приблизительно на таком же уровне без старения и после старения при обоих режимах. Предел текучести во всех случаях после холодной деформации оказался несколько выше, а относительное удлинение при деформации – ниже. Механические свойства сплавов без холодной деформации и с дополнительной деформацией в продольном направлении после старения при 200°C в течение 64 оказались следующими: предел прочности – 435 и 427 МПа; предел текучести – 338 и 378 МПа; относительное удлинение – 4,9 и 1,8% соответственно.

Таким образом, можно сделать вывод, что для применения холодной пластической деформации предпочтительнее более мягкие режимы старения.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИНАМИЧЕСКОГО И СТАТИЧЕСКОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ТРИП-СТАЛИ

А. В. Янина, С. Гук, Р. Кавалла

Институт обработки металлов давлением, ТУ Фрайбергская горная академия, г. Фрайберг, Германия

Anna.Guk@imf.tu-freiberg.de, Rudolf.Kawalla@imf.tu-freiberg.de

В работе исследовано влияние объемной доли стабилизированного диоксида циркония (PSZ-MgO) на кинетику рекристаллизации композиционного материала на основе аустенитной стали AISI 304.

Технология производства образцов включала операции порошковой металлургии: экструзию и спекание при температурах 1300°C и 1390°C. Для повышения плотности материала образцы подвергались горячей деформации при температурах от 900°C до 1100°C. Исследование кинетики процесса разупрочнения проводилось с помощью испытаний на осадку цилиндрических образцов. Варьируемыми параметрами являлись: температура, скорость деформации, пауза между стадиями деформации, а также относительная плотность исходного материала. Исследование микроструктуры проводилось с помощью световой и растровой микроскопии.

Установлено, что добавление различной доли хрупких керамических частиц, не принимающих участия в процессе деформации, оказывает существенное влияние на изменение микроструктуры в процессе рекристаллизации. Установлено также влияние выделений нитрида ниобия и карбонитридов хрома, сдерживающих коалиценцию и рост аустенитных субзерен. Произведено разделение процессов разупрочнения на стадии возврата и рекристаллизации. На основании полученных кривых текучести для стали и композита рассчитаны затраченная энергия активации и параметр Зенера-Холомона. Анализ результатов моделирования кинетики разупрочнения композиционного материала позволил установить влияние содержания ZrO_2 на степень разупрочнения композита и оптимальные режимы процесса деформации.

ИЗУЧЕНИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ СИГМА-ФАЗЫ В МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВАХ Fe-Cr-Co

Т.А. Вомпе, И.М. Миляев, В.С. Юсупов

Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, tvompe@gmail.com

Магнитотвердые сплавы на основе системы Fe-Cr-Co относятся к деформируемым сплавам в горячем и в холодном состоянии, обладают удачным сочетанием высоких магнитных гистерезисных свойств с коррозионной стойкостью и пластичностью. Высококоэрцитивное состояние в этих сплавах связано со спинодальным распадом высокотемпературного α -твердого раствора с ОЦК решеткой в процессе термомагнитной обработки или предварительной пластической деформации и последующим многоступенчатым отпуском [1].

Ранее [2-3] было показано, что образование σ -фазы является нежелательным, т.к. резко снижаются магнитные свойства (в первую очередь остаточная индукция). С другой стороны образование σ -фазы можно рассматривать как процесс дестабилизации α -твердого раствора, который предшествует распаду и формированию высококоэрцитивного состояния этих сплавов.

В данной работе изучали образование σ -фазы в литом (Fe-32,5Cr-12,3Co-2,06Cu-0,4Si) и порошковом (Fe-33%Cr-12%Co-2%Cu) магнитотвердом сплаве. Сплавы, выплавленные в индукционной печи, подвергали закалке от 1150 °С в воде с последующим отжигом в интервале температур 650 – 800 °С.

Кинетику образования и структурные характеристики выделения σ -фазы определяли методами измерения твердости, намагниченности насыщения, металлографического и рентгеноструктурного анализа. С помощью сканирующего электронного микроскопа изучали распределение элементов после многочасовых отпусков.

Было показано, что твердость сплава при температуре 650 °С растет медленно, а при 750 °С достигает наибольшего значения. Полученные данные для рассматриваемого сплава с 33% Cr аналогичны полученным ранее данным для сплавов с 22%, 25% и 30 % Cr [4].

Литература

1. Kaneko H., Homma M. and Nakamura K. New Ductile Permanent Magnet of Fe-Cr-Co System // AIP Conference Proceedings. Magnetism and Magnetic Materials. – 1971. – № 5. – P. 1088-1092.
2. Устиновщиков Ю.И., Пушкарев Б.Е. Сплавы системы Fe-Cr: соотношение между фазовыми переходами порядок-беспорядок и упорядочение-расслоение // Металлы. – № 4. – 2005. – С. 32 – 39.
3. Blachowski A. Kinetics of the σ -phase formation in an (Fe_{53,8}Cr_{46,2})-0,1 at. % Ti alloy / A. Blachowski, J. Cieslak, S.M. Dubiel // Philosophical magazine letters. – 1999. – Vol. 79. – No. 2. – P. 87-91.
4. Миляев И.М. О кинетике образования σ -фазы в магнитотвердых сплавах системы Fe-Cr-Co. / И.М. Миляев, М.Е. Пруцков, Н.В. Лайшева, А.И. Миляев, В.С. Юсупов // Металлы. – 2010. – №6. – С. 73-76.

ИССЛЕДОВАНИЕ Fe-Mn-Al-C-N СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ

Л.М. Капуткина, В.Г. Прокошкина, А.Г. Свяжин, А.В. Бронз, В.В. Деминская
НИТУ МИСис, Москва, broalex@yandex.ru

Методами металлографического, рентгеноструктурного и магнитометрического анализа, измерения твердости, анализа диаграмм фазовых равновесий и испытания на горячее сжатие исследованы особенности структуры и свойств, оценена прочность и деформируемость литых высокомарганцевых, легированных алюминием сплавов Fe + (16,8 – 23,8)% Mn + (0,7 – 8,5)% Al + (1,09 – 2,18)% C + (0,001 – 0,032)% N.

В литом состоянии сплавы имеют дендритную структуру с дендритным параметром 10 – 13 мкм. Рассчитанные скорости охлаждения свидетельствуют о неравновесной кристаллизации слитков, что подтверждено и результатами фазового анализа. Максимальную скорость охлаждения соответствовала сплаву с наименьшим содержанием алюминия.

Все сплавы деформировались при температуре $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 0,1\text{ с}^{-1}$ до степени деформации $\epsilon \approx 40 - 45\text{ \%}$ без образования трещин. Максимальную прочность $\sigma_{\max}^{1000^{\circ}\text{C}} = 192\text{ МПа}$ при $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ показал сплав 19,1%Mn – 8,5%Al – 2,18%C – 0,001%N, минимальную – сплавы 19,1%Mn – 7,1%Al – 1,4%Mo – 1,47%C – 0,002%N и 21,2%Mn – 4,7%Al – 1,10%C – 0,006%N, $\sigma_{\max}^{1000^{\circ}\text{C}} = 119\text{ МПа}$ и $\sigma_{\max}^{1000^{\circ}\text{C}} = 116\text{ МПа}$ соответственно. При резком охлаждении после испытаний в образцах появились трещины, особенно это характерно для сплава с большим содержанием алюминия (8,5%) и углерода (2,18%).

В литом состоянии сплавы имели структуру аустенита, в сплаве с 8,5% Al и 2,18% C дополнительно наблюдался так называемый k-карбид состава $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}_{1-x}$. После нагрева до 1070 – 1090 $^{\circ}\text{C}$ и закалки в воде k-карбид появлялся в сплаве 21,2%Mn – 4,7%Al – 1,10%C – 0,006%N, но устранялся в сплаве 19,1%Mn – 8,5%Al – 2,18%C – 0,001%N. Общая тенденция: с увеличением содержания легирующих элементов увеличивается период решетки аустенита. После горячей деформации при $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ k-карбид наблюдался уже не только в сплаве 4,7% Al и 1,10% C, но и в сплавах 19,1%Mn – 8,5%Al – 2,18%C – 0,001%N и 23,8%Mn – 3,3%Al – 1,80%C – 0,032%N, а в сплавах 16,8%Mn – 8,5%Al – 2,18%C – 0,001%N и 8,5% Al и 2,18% C появился дополнительно феррит (мартенсит). Различное изменение периода решетки аустенита разных сплавов связано с процессами растворения и выделения избыточных фаз.

С учетом построенных диаграмм фазовых равновесий и анализа фазового состава сплавов можно утверждать, что все легирующие элементы, входящие в состав образцов, способствуют увеличению твердости с ростом содержания массовой доли каждого из легирующих элементов как за счет твердорастворного упрочнения, так и путем образования избыточных фаз. Максимальный уровень твердости (до 490 кгс/мм²) имеют максимально легированные алюминием, углеродом, молибденом сплавы. Высокое содержание легирующих элементов даже при скорости охлаждения $\sim 10^3\text{ К/с}$ приводит к появлению зональной ликвации и неоднородному распределению твердости по сечению слитков. После горячей деформации и резкого охлаждения твердость по сечению образцов всех сплавов выравнивается, за исключением сплава 19,1%Mn – 8,5%Al – 2,18%C – 0,001%N.

Секция 1

Стеновые доклады



СВЯЗЬ РАЗЛИЧНЫХ ГАБИТУСОВ И ВАРИАНТОВ ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ ПРИ γ — α МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ

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

Уральский государственный лесотехнический университет, г.Екатеринбург,

Согласно представлениям [1,2] динамической теории сверхзвукового формирования кристаллов мартенсита охлаждения (типичного, например, для сплавов на основе железа) формирование макроскопических морфологических признаков (габитусные плоскости (ГП), межфазные ориентационные соотношения (ОС) и макросдвиг) однозначно задается управляющим волновым процессом (УВП), стартующим после возникновения начального возбужденного (колебательного) состояния в упругом поле отдельной дислокации, снижающем величину межфазного энергетического барьера. Пара квазипродольных волн, отвечающая в составе УВП за формирование ГП, задает нормаль N_w к ГП в виде

$$N_w \parallel (n_2 - \alpha n_1), \quad (1)$$

где n_1 , n_2 — направления волновых нормалей ($n_1 \perp n_2$), а $\alpha = v_2/v_1$ — отношение скоростей волн. Ориентации n_1 и n_2 выбираются вдоль главных осей ξ_1 и ξ_2 тензора деформации упругого поля дислокации с противоположными знаками собственных чисел ($\varepsilon_1 > 0$, $\varepsilon_2 < 0$), в результате УВП несет плоскую деформацию с инвариантной плоскостью. Как правило, длинная ось ξ_3 близка к ориентации Λ сегмента дислокационной линии, выполняющей роль центра зарождения. Это позволяет проводить предварительный отбор дислокационных линий из требования приблизительной ортогональности N и Λ . Как отмечено в [2], в настоящее время можно указать, как минимум, три варианта УВП, приводящих к материальным ОС (МОС), близким, соответственно, к соотношениям Гренингера — Трояно (Г-Т), Нишиямы (Н) и Курдюмова — Закса (К-З). Причем, соотношения Г-Т (формально промежуточные между К-З и К-Т) в действительности являются совершенно самостоятельными МОС и типичны для двойникованных кристаллов с габитусами вблизи $\{259\}_\gamma$ и $\{3\ 10\ 15\}_\gamma$ при $\Lambda \parallel < 21\ \bar{1} >_\gamma$. При $\Lambda \parallel < 1\ \bar{1}\ 0 >_\gamma$ формируются кристаллы с ГП близкими к $\{hhl\}_\gamma$ и МОС, близкими к ОС Нишиямы. Если же $\Lambda \parallel < 1\ \bar{1}\ 1 >_\gamma$, то, согласно [2], следует ожидать МОС, близких к ОС К-З и ГП, близких $\{5\ 18\ 13\}_\gamma$. Интересно, что в [3] после предварительной пластической деформации аустенита наблюдались все известные варианты ОС, связанные с ожидаемыми типами ГП (до деформации реализовался только один тип ГП вблизи $\{259\}_\gamma$ с ОС Г-Т). В частности, ОС К-З наблюдались для кристаллов с ГП в окрестности полюса $\{123\}_\gamma$, ортогонального к $\Lambda \parallel < 11\ \bar{1} >_\gamma$ и составляющего с $\{5\ 13\ 18\}_\gamma$ около 3.5° . Приводятся результаты расчетов N_w для дислокационных центров зарождения с линией $\Lambda \parallel < 1\ \bar{1}\ 1 >_\gamma$.

1. Кашенко М.П., Чащина В.Г. // УФН. — 2011. — Т. 181. — № 4. — С. 345 — 364.

2. Кашенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при γ — α превращении в сплавах железа — Екатеринбург: УГЛТУ, 2009. — 98 с.

3. Televich R.V., Pereloma E.V., Gornjak S.Z. Доклады Всесоюзной конференции по мартенситным превращениям в твердом теле. — Киев: Ин-т металлофизики АН Украины, 1992. — С. 90–93.

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ

Г.Г. Захарова, Е.Г. Астафурова, М.С. Тулеева, *С.В. Добаткин

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва
galinazg@yandex.ru*

Сталь 06МБФ (Fe-1Mo-0,1V-0,1Nb-0,06C, мас.%) исследовали в исходно феррито-мартенситном состоянии (закалка от 920°C-30мин. в воду и отпуск 670°C-1ч.), после равноканального углового прессования (РКУП) и последующих высокотемпературных отжигов. РКУП проводили по режиму В_с, Φ=120°, 6 проходов при Т=300°C. После РКУП сталь подвергали высокотемпературным отжигам в интервале температур 400÷700°C (1 час).

В исходном состоянии сталь состояла из феррита со средним размером зерна ~ 0,8 мкм и пластинчатого мартенсита со средней толщиной мартенситных пластин ~0,4 мкм. Объемная доля мартенсита в структуре составляла около 20 %. В структуре стали обнаружены карбиды округлой формы Fe₃C, М₆С (~90 нм), расположенные преимущественно на границах зерен и мартенситных ламелей и карбиды Fe₃C (~15-20 нм) внутри зерен.

Методом электронной просвечивающей микроскопии обнаружено, что после РКУП в стали 06МБФ формируется преимущественно субмикrokристаллическая (СМК) структура со средним размером структурных элементов – 320 нм. РКУП приводит к измельчению карбидной подсистемы, обнаружены мелкие частицы Fe₃C (~ 2-3 нм), Fe₃C, V₈C₇ (~ 70 нм). РКУП вызывает изменение интенсивности и ширины рентгеновских максимумов. Значения микродеформации кристаллической решетки составляют 2×10^{-4} до и 8×10^{-4} после РКУП.

РКУП приводит к существенному повышению прочностных свойств. В исходном феррито-мартенситном состоянии сталь имела низкий предел текучести $\sigma_0=480$ МПа, и пластичность $\varepsilon =14$ %. Появление зуба текучести на кривой течения в исходном состоянии связано с закреплением дислокаций атомами легирующих элементов на начальной стадии деформирования. РКУП приводит к увеличению предела текучести до $\sigma_0=815$ МПа, исчезновению зуба текучести и спаду пластичности до $\varepsilon = 6$ %.

Микротвердость после РКУП возрастает по сравнению с исходным состоянием и составляет: $H_{\mu} = 3,3$ ГПа (в исходном состоянии $H_{\mu} = 2,1$ ГПа). Высокие значения микротвердости, полученные при РКУП, сохраняются до температуры отжига Т=500 °С. При Т = 600 °С начинают действовать процессы рекристаллизации, наблюдается спад микротвердости до $H_{\mu} = 2,8$ ГПа. После отжига Т = 700°C структура стали становится полностью рекристаллизованной с размером зерна феррита 3 мкм, и микротвердость снижается до 1,5 ГПа.

Таким образом, после РКУП стали 06МБФ формируется СМК структура с размером структурных элементов 320 нм. РКУП позволяет повысить прочностные характеристики стали: микротвердость до 3,3 ГПа, предел текучести до 700 МПа. Полученная методом РКУП структура и механические свойства устойчивы к нагреву до температуры 500°C.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8).

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗА, ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ ТРЕНИЕМ

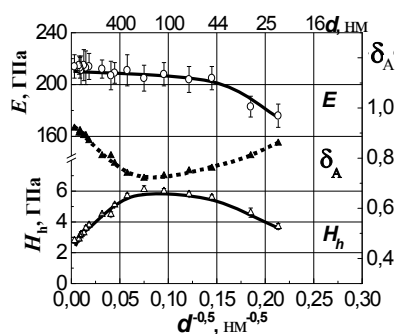
А.И. Юркова, А.В. Белоцкий, А.В. Бякова, М. Г. Гриценко

Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», г. Киев, Украина

E-mail: yurkova@list.ru; yurkova@iff.kpi.ua

Формирования на поверхности материалов структур с широким спектром их дисперсности – от микро- до нанокристаллической представляют особый интерес, в связи с возможностью улучшения физико-механических свойств материалов и расширения области их использования. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из способов получения наноматериалов. Целью настоящей работы явилось изучение влияния нанокристаллического состояния поверхностного слоя, полученного при ИПД трением в аргоне, на механическое поведение ОЦК-железа при индентировании. Механические характеристики (модуль Юнга E , твердость H_h и характеристику пластичности δ_A) исследовали методом непрерывного вдавливания при наноиндентировании пирамидой Берковича.

Диспергирование зерен до размеров меньше 30 нм вызывает снижение модуля Юнга E , которое для размера зерен 20 нм достигает 10 % по сравнению с крупнозернистой основой (рис.). Снижение модуля упругости вызвано ослаблением атомных связей из-за увеличения доли свободного объема в границах зерен, приграничных областях и тройных стыках. Уменьшение зерен от крупнокристаллических до субмикронных (до 200 нм) вызывает увеличение твердости (до 5,8 ГПа), которое удовлетворительно описывается соотношением



Холла–Петча для твердости. При уменьшении зерен от 200 до 50 нм значения твердости стабилизируются, а уменьшение зерен от 50 до 20 нм вызывает снижение твердости до 3,7 ГПа и рост параметра пластичности δ_A (от 0,82 до 0,87).

Рис. Изменение механических характеристик железа в зависимости от размера зерна $d^{-0.5}$, полученного ИПД трением

Важно, что диспергирование ОЦК железа до наноструктурного состояния с размером зерен меньше 50 нм приводит к росту значений характеристики пластичности δ_A , в то время как при диспергировании зеренной структуры ГЦК металлов до 20 нм происходит только снижение пластичности, обусловленное увеличением твердости. Такие отличия в деформационном поведении могут быть обусловлены более высоким коэффициентом k_y в уравнении Холла–Петча для ОЦК-металлов по сравнению с ГЦК-металлами и по этой причине уже при размере зерен железа около 200 нм (против 20 нм для ГЦК-металлов) энергетически выгодно подключение к обычному дислокационному механизму деформации механизма зернограницного проскальзывания (ЗГП), который становится определяющим при уменьшении зерен до размеров меньше 50 нм.

ПОЛУЧЕНИЕ РЕГУЛЯРНОЙ МАКРОНЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТНОМ ЗА СЧЕТ ИНДУЦИРОВАННОГО НАПРЯЖЕНИЯМИ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА ПРИ ЛАЗЕРНОЙ И ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКАХ

Л.С. Малинов

*ГВУЗ Приазовский государственный технический университет, г.
Мариуполь, Украина,*

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Одним из перспективных современных направлений повышения свойств сплавов является создание регулярной макронеоднородной структуры. В 70-х годах прошлого века автором предложено подвергать сплавы различных структурных классов и назначения таким обработкам для получения чередования в заданной последовательности высокопрочных и пластичных участков материала. Это возможно, когда воздействие механических, тепловых, магнитных и других полей распределяется не равномерно по всему изделию, а локализуется в его отдельных участках или слоях. Дифференцированная обработка заключается в сочетании общего (объемного) и локального воздействия на материал. В результате в его различных участках фазовые и структурные превращения протекают в разной последовательности и степени. Исследованы хромомарганцевые метастабильные аустенитные стали. 30X10Г10, 40X14АГ12Ф2 и 120Г6Ф2. Для локального воздействия использована лазерная и электронно-лучевая обработки. Под влиянием напряжений, вызванных большими скоростями нагрева и охлаждения происходит образование мартенсита, что было нами установлено ранее. После общей закалки от 1100 °С и локального воздействия по оптимальному режиму микротвердость обработанных участков исследованных сталей составляла, соответственно, 5140, 6400 и 5600 МПа. Рентгеновский и магнитометрический анализы показали образование α -фазы. Столь высокие значения микротвердости характерны для закаленных углеродистых, а также мартенситностареющих сталей. При скоростях обработки, меньших или больших оптимальной, микротвердость снижается. Первое связано с увеличением времени и температуры нагрева, соответственно, большей степенью растворения карбидов, и повышением стабильности аустенита; второе - снижением температуры и времени нагрева, что вызывает уменьшение уровня напряжений и количества образующегося мартенсита. Способность аустенита к мартенситному превращению при лазерной и электронно-лучевой закалке зависит также от предварительной общей термической обработки. В стали 120Г6Ф2 предварительная закалка от 900 °С позволяет после локальной обработки получить микротвердость 7400 МПа, что существенно выше, чем после закалки от 1100 °С (5600 МПа), когда устойчивость аустенита к мартенситному превращению выше из-за более полного растворения карбидов. Уменьшению стабильности аустенита и увеличению микротвердости после локальной обработки способствует также предварительное старение. Управлять стабильностью аустенита можно пластической деформацией, проводимой перед локальным воздействием. Получение мартенсита в заданных участках поверхности деталей позволяет исключить их смятие при больших удельных нагрузках, а располагающийся в промежутках метастабильный аустенит обеспечивает повышенную износостойкость.

СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ АЗОТИСТОГО АУСТЕНИТА В СТРУКТУРЕ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ В ЗАМКНУТОМ ОБЪЁМЕ

Т.М. Махнева, В.Б. Дементьев

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

Диффузионное насыщение азотом в условиях замкнутого объёма позволяет формировать на поверхности фольги из ферритного сплава X15 слои азотистого аустенита (γ_N) глубиной (15÷20) мкм с повышенными электрохимическими свойствами: на поляризационной кривой возрастает потенциал коррозии и значительно расширяется область пассивации [1].

Легирование аустенита азотом воздуха происходит при температурах закалки в результате взаимодействия компонентов воздуха с образцами, находящимися в ЗО (запаянной ампуле, печи) с давлением воздуха ~ (0,001÷0,1) МПа, и последующей стабилизации γ_N при охлаждении [2].

Фазовый состав поверхности и объёма можно регулировать отношением массы воздуха к массе образца ($m_f/m_{ТВ}=Y$) или давлением воздуха при постоянном объёме. Оптимальные условия выбираются на основе диаграмм растворимости азота. Растворимость азота при низких значениях атмосферного давления изменяется через максимум, достигая значений $N \sim 0,4$ % и формируя, к примеру, в сплаве X15 ~ 30 % азотистого аустенита при давлении в 1 атм (0,1 МПа) и температуре закалки 1000 °С.

Способ составляет основу технологии высокотемпературного азотирования азотом воздуха коррозионно-стойких мартенситностареющих сталей [3], внедрение которой позволит получать в структуре до 100 % азотистого аустенита [4].

Использование азота воздуха позволит получать значительную экономию по дорогостоящему и дефицитному Ni. Дополняют преимущества данной разработки отсутствие отходов и агрессивной среды.

Использованная литература:

1. Патент 2184175 Российская Федерация, МКИ С 23 С 8/28. Способ термической обработки для формирования аустенита в железо-хромистых сплавах / Н.В. Гончарова, Т.М. Махнева; Ижевск, ИПМ УрО РАН. № 2000121713; заявл. 14.08.2000; опубл. 27.06.02, Бюл. №18.
- 2., Елсуков Е. П., Воронина Е. В. и др. Остаточный аустенит в ферритном сплаве Fe-Cr // ФММ.–1998.–Т.86, вып.6.–С. 53-58.
3. Махнева Т.М., Дементьев В.Б., Гончарова Н.В. Технология азотирования высокопрочных нержавеющей сталей с нанокристаллической структурой // Ижевск : Вестник ИЖГТУ. –2010. –№ 1. – С.26-29.
4. Махнева Т.М., Гончарова Н. В., Александрова Г. В. Формирование азотистого аустенита в стали 08X15H5D2T при закалке в замкнутом объёме // МиТОМ. – 2006. – № 12.–С.24 - 27.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО СПЛАВА ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ БОРОМ

Н.Ю. Филоненко, А.С. Баскевич, С.Б. Пиляева*, О.А. Хорольский

*Украинский государственный химико-технологический университет
Днепропетровский национальный университет им. Олеса Гончара

Диффузионные процессы в сплавах прошедших предварительную деформацию представляют интерес, поскольку они описывают процессы в условиях, когда сплав находится в неравновесном состоянии. В данной работе изучали влияние степени предварительной холодной пластической деформации низкоуглеродистого сплава на структуру диффузионного слоя бора.

Исследование проводили на образцах железоуглеродистых сплавов с массовой долей углерода 0,25 % (вес.). Исследуемые сплавы предварительно обрабатывали по следующим режимам: отжигали при температуре 900 °С в течение 5 часов; подвергали предварительной холодной пластической деформации при температуре 25 °С со степенью деформации 10 %, 20 %, 40 %. После предварительной обработки образцы насыщали бором при температуре 950° С в среде, состоящей из древесноугольного карбюризаторе, карбида бора с содержанием 20 % (вес.) и активатора (фторида натрия) в течение 4 часов.

Микроструктуру сплавов исследовали на сканирующем электронном микроскопе с микроанализатором JSM – 6490 series и оптическом микроскопе «Неофот - 21». Микромеханические характеристики сплавов измеряли на микротвердомере ПМТ - 3. Фазовый состав сплавов, плотность дислокаций определяли с помощью рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН-3 в Fe-K_α излучении.

Микроструктура низкоуглеродистого сплава в отожженном состоянии представляет собой перлитно-ферритную смесь. После насыщения поверхности низкоуглеродистого сплава бором на поверхности образуется боридный слой, который имеет игольчатое строение. Иглы боридов направлены перпендикулярно к переходной зоне. Под боридным слоем образуется переходная зона, имеющая пластинчатую структуру. В переходной зоне отожженного низкоуглеродистого сплава наблюдали включения борцементита Fe₃(CB) размером 2,0-2,5 мкм, расположенных преимущественно по границам зерен.

Предварительная холодная пластическая деформация низкоуглеродистого сплава приводит к увеличению глубины боридного слоя и увеличению глубины переходной зоны по сравнению с отожженным состоянием. В переходной зоне величина зерна перлита больше, чем в объеме образца. Кроме этого, перлит имел пластинчатую тонко дифференцированную структуру. В рассматриваемой зоне количество перлитной составляющей увеличивается по сравнению с отожженным состоянием. Объемная доля мелкодисперсных включений борцементита увеличилась. Включения бороцементита имели размер 0,8-1,2 мкм. Они были зафиксированы не только по границам ферритных и перлитных зерен, но частично и в объеме зерен перлита. Максимальную глубину диффузионной зоны бора, наблюдали после предварительной холодной пластической деформации со степенью 20 %.

Дальнейшее увеличение степени предварительной деформации до 40 % приводит к уменьшению глубины диффузионной зоны бора.

ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ФАЗ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ ФАСОННОГО ПРОКАТА

В.Е. Громов¹, В.Б. Костерев², О.Ю. Ефимов², Г. Танг³, С.В. Коновалов¹

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

²ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», efimov_oyu@zsmk.ru

³Институт перспективных материалов КНР, tanggy@mail.tsinghua.edu.cn

Выполненные методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии послойные исследования фазового состава и дефектной субструктуры двутавровой балки из стали 09Г2С показали, что в результате проката на стане 450 ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» и ускоренного охлаждения в материале формируется градиентная структура, характеризующаяся закономерным изменением параметров структуры, фазового состава и дефектной субструктуры. В зависимости от режимов термомеханической обработки и ускоренного охлаждения в стали формируется многофазная структура, состоящая из феррита, перлита, бейнита, мартенсита. Комплекс повышенных механических свойств во многом определяется образованием наноразмерных фаз в поверхностном слое. Показано, что формирование наноразмерных фаз при термомеханическом упрочнении возможно при реализации следующих процессов.

- *Диспергирование цементитных пластин перлитных колоний путем разрезания их движущимися дислокациями.* Показано, что пластины цементита разбиваются на отдельные фрагменты (блоки) с размерами 5–30 нм. В ферритных прослойках перлитной колонии находятся частицы цементита с размерами 5–10 нм.

- *Растворение пластин цементита перлитных колоний и повторное выделение частиц цементита на дислокациях, границах блоков, субзерен и зерен.* Вынос атомов углерода из разрушенных частиц цементита возможен на большие расстояния. Исследования блочной (субзеренной) структуры зерен α -Fe выявили частицы цементита в объеме блоков на дислокациях и на границах блоков. Размеры частиц изменяются в пределах от 5 до 15 нм.

- *Распад твердого раствора углерода в α -Fe, формирующегося в условиях ускоренного охлаждения стали («самоотпуск» мартенсита).* Самоотпуск мартенсита сопровождается разрушением малоугловых границ кристаллов мартенсита, выделении на дислокациях в объеме кристаллов мартенсита и по границам частиц цементита размером 5...10 нм.

- *Формирование частиц цементита в процессе допревращения остаточного аустенита, присутствующего в структуре бейнита.* В структуре пластин бейнита выявляется крапчатый контраст предвыделений частиц второй фазы размером 5-10 нм.

- *Формирование наноразмерных фаз в результате полиморфного $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения.* Термомеханическая обработка приводит к диспергированию структур, формирующихся в процессе диффузионного $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения. Толщина пластин α -фазы, разделенных пластинками карбида, ~70 нм; толщина пластин карбидной фазы ~25 нм.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации АВЦП "РНПВШ" (проект 2.1.2/13482) и ФЦП «ННПКИР» (з/к № П332).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Al-Li-Cu-Zr, ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Д.Ю. Распосиенко, Л.И. Кайгородова, В.Г. Пушин, В.П. Пилюгин

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург,
LlKaigorodova@mail.ru*

Получили методом интенсивной пластической деформацией и комплексно исследовали нанокристаллическую структуру и влияние длительного (в течение 1,5 лет) вылеживания на трансформацию структурных составляющих и фазовые превращения сплава 1450 системы Al-Li-Cu-Zr, дополнительно легированного Sc и Mg. Нанокристаллическая структура была получена посредством использования кручения под высоким давлением и последующего низкотемпературного отжига.

Установлено, что вылеживание сплава после интенсивной пластической деформации способствует релаксации накопленных при деформации напряжений. Об этом свидетельствует изменение ширины (сужение) относительно деформированного состояния дифракционных максимумов на рентгенограммах сплава.

Электронно-микроскопический анализ структуры деформированного сплава до и после вылеживания выявил, что релаксация напряжений обусловлена рекристаллизацией сплава по механизму *in situ* при комнатной температуре. В процессе рекристаллизации нанофрагментированная структура, образующаяся при интенсивной пластической деформации, трансформировалась в нанокристаллическую. В то же время, полной релаксации накопленных при интенсивной пластической деформации упругих напряжений в процессе вылеживания не произошло, на что указывает наряду с данными рентгеноструктурного анализа существование на электронномикроскопических изображениях деформационного контраста вблизи образовавшихся нанозерен и наличие контраста от зернограницных дислокаций. Обнаружено, что в процессе вылеживания происходит естественное старение деформированного сплава с образованием стабильных фаз T_2 (Al_6CuLi_3) и S_1 (Al_2LiMg). Они начинают выделяться гетерогенно на границах нанозерен и дислокациях, а затем уже гомогенно в матрице нано- и субмикронных кристаллических зерен.

Стабильность нанокристаллической структуры сплава после интенсивной пластической деформации обеспечивает использование низкотемпературного отжига: в процессе длительного (до 1,5 лет) последующего вылеживания размер нанозерен остается постоянным, объемная доля, характер распределения и состав выделившихся при отжиге фаз также практически не изменяются.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНУЮ И ФАЗОВУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВОВ Al-Zn-Mg-Cu С НАНОФАЗНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

В.А. Троянов¹, А.Н. Уксусников¹, О.Г. Сенаторова², В.Г. Пушин¹

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

²*ФГУП ВИАМ, г. Москва*

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии проведено исследование фазового состава, текстуры и тонкой структуры заготовок из плит промышленного алюминиевого сплава В95 системы Al-Zn-Mg-Cu, подвергнутых старению по различным режимам. Изучали процесс выделения частиц упрочняющих η' - и η -фаз в объеме зерен, а также по их границам и субграницам. Анализировали фазовый состав, механизмы выделения (гомогенного в матрице и гетерогенного на дефектах структуры), распределение частиц по размерам, наличие вблизи границ зерен сплава зон, свободных от выделений, в зависимости от режимов старения.

Систематическое изучение механизмов и кинетики распада, определение типа, характерных размеров, распределения по объему упрочняющих фаз и их эволюции при переходе от одного режима старения к другому позволило определить температурно-временной режим высокотемпературного старения, при котором в структуре сплава не происходит существенных значимых изменений: при слабом росте средних размеров пластинчатых по форме частиц и некотором увеличении их объемной доли не обнаружено качественной разницы во внутризеренном гомогенном распаде, а также в характере гетерогенного выделения по границам зерен и субзерен. Оптимизация ширины зон, свободных от выделений, после данных режимов старения минимизирует ее в пределах (25-40) нм. В таком состоянии структура сплава характеризуется однородным и равномерным распределением высокодисперсных (длиной (20-50) нм) частиц η' - и η -фаз в теле зерна и наличием на границах зерен и субзерен достаточно крупных (длиной (100-500) нм) выделений преимущественно η -фазы. Показано также, что увеличение температуры высокотемпературного старения от 165 до 180°C, напротив, приводит к значимым микроструктурным изменениям. Таким образом, установлена возможность структурной и фазовой стабилизации и определен температурно-временной интервал режимов термообработки, обеспечивающих данный эффект в стареющих промышленных алюминиевых сплавах типа В95.

Определены механические свойства сплавов и показано, что может быть достигнут требуемый для практического применения уровень прочностных и пластических характеристик ($\sigma_B \geq 550$ МПа, $\sigma_{0.2} \geq 500$ МПа, $\delta \geq 10\%$).

СТРУКТУРА И ДИСПЕРСНЫЕ ФАЗЫ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ

В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, О.А. Селиванова, Н.В. Лежнин

Уральский федеральный университет, г.Екатеринбург,
sob288@mail.ru

Методами оптической микроскопии, электронной микроскопии на фольгах и экстракционных репликах, рентгеноструктурного анализа электролитического осадка и микрорентгеновского спектрального анализа изучены микроструктура, морфология и химический состав выделений карбо-нитридных фаз Nb,Ti(C,N), Nb,V(C,N), а так же ϵ -фазы (Cu) в сталях 08Г2БТ, 05Г2ДБТ, 07Г2ФБ.

Показано, что формирование дисперсной микроструктуры в данных сталях, с размером зерна 3-10 мкм, связано:

- с низкой склонностью к росту аустенитного зерна при нагреве;
- с торможением рекристаллизации аустенита при температурах конца контролируемой прокатки вблизи A_{r3} ;
- с малой скоростью роста ферритных зерен после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Установлено, что частицы Nb,Ti(C,N) размером 650-850 Å ответственны за сдерживание роста аустенитного зерна при нагреве, частицы размером 300-400 Å тормозят рекристаллизацию после горячей деформации, тогда как частицы Nb_{0,4}V_{0,6}(C,N), а так же ϵ -фазы (чистой Cu) размером 100-200 Å, выделяющиеся при охлаждении, приводят к дисперсионному упрочнению.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, А.В. Яковлев, Н.А. Конопкина

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

Уровень требований к свойствам и надежности изделий из аморфных, нанокристаллических сплавов чрезвычайно возрос в последнее время.

Цели работы: исследовать изменение свойств аморфных металлических сплавов различного состава при термомеханическом воздействии; изучить механизмы разрушения аморфных металлических сплавов различного элементного состава. Для проведения исследований были использованы аморфные металлические сплавы АМАГ-170, АМАГ-180 и нанокристаллический сплав АМАГ-200. Размеры образцов 55х3,5х0,02 мм. Один конец образца был жестко закреплен, а на другой конец подвешивались грузы весом 25 Н; 0,95 Н и 0,1 Н. Образец при этом нагревался в печи со скоростью 1 град/с, с одновременным измерением температуры лазерным пирометром «Testo-845».

Экспериментально установлено, что относительное удлинение образцов зависит от элементного состава сплава и структуры. Сплавы АМАГ-170 и АМАГ-180 обладают большей пластичностью по сравнению с нанокристаллическим сплавом АМАГ-200 (рис. 1).

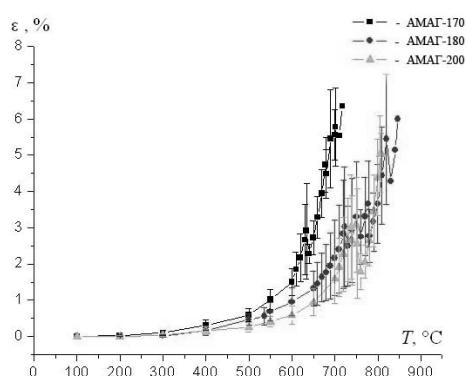


Рис. 1. График зависимости относительной деформации (ε , %) образцов от температуры (T , °C) для сплавов АМАГ-170, АМАГ-180 и АМАГ-200, нагрузка 25 Н.

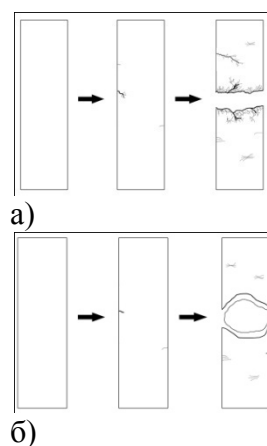


Рис. 2. Характер разрушения образцов: а) АМАГ-170, АМАГ-180; б) АМАГ-200.

Отмечено, что комбинированное воздействие нагрузки и нагрева приводит к изменению исходной структуры исследуемых сплавов, а характер их разрушения зависит от процентного содержания исходных элементов. Механизм разрушения наноструктурированного сплава АМАГ-200 принципиально отличен от разрушения аморфных сплавов АМАГ-180, АМАГ-170 (рис. 2). Это связано с тем, что сплавы АМАГ-170, АМАГ-180 содержат большее количество пластифицирующих элементов, таких как Ni и Mn, по сравнению со сплавом АМАГ-200. Аморфные сплавы разрушаются с образованием ветвящихся трещин и полос сдвига. В наноструктурированном сплаве хрупкое разрушение связано с образованием нескольких трещин (рис. 2б).

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

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

С.А. Никулин¹, А.Б. Рожнов¹, М.В. Котенева¹, В.Ф. Коньков²

¹*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, nikulin@isis.ru*

²*ВНИИНМ имени Бочвара, г. Москва*

Процесс равномерной коррозии Zr-оболочек твэлов в теплоносителе сопровождается существенным проникновением в металл кислорода и водорода, снижающих пластичность сплавов циркония. Кинетика коррозии циркониевых сплавов определяется составом, свойствами, структурой и дефектностью формирующейся оксидной пленки, а также уровнем механических напряжений в ней. Состав оксидных пленок по сечению недостаточно изучен, поэтому особый интерес представляет анализ содержания химических элементов в ней и подпленочном слое, влияющий на свойства пленки. Целью данной работы был анализ состава, структуры и свойств оксидных пленок образцов циркониевых сплавов после испытаний в автоклавах при условиях ($T=360\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P=18,6\text{ МПа}$, $\tau=600\text{ сут}$).

В работе проведен послойный анализ состава оксидной плёнки и подокисного слоя методом атомно-эмиссионной спектроскопии с тлеющим разрядом на спектрометре GDS-850A. Исследование структуры пленок на изломах и на металлографических шлифах проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM-6480LV.

В качестве свойства пленки была выбрана микротвердость самой оксидной пленки и подпленочного слоя. Измерение микротвердости оксидных пленок и подпленочного слоя проводили на поперечных шлифах образцов послойно с шагом 5 мкм от поверхности по направлению к центру стенки трубчатого образца на микротвердомере CSM Micro Indentation Tester (диаметр отпечатка в пленке составил $\sim 1\text{-}3\text{ мкм}$, а в основном металле $\sim 3\text{-}5\text{ мкм}$).

Результаты показали, что в оксидной пленке исследуемых образцов присутствуют следующие элементы: углерод, азот, кислород, ниобий и цирконий. Концентрации этих элементов понижаются по мере удаления от поверхности образца.

Анализ структуры оксидных пленок показал, что в исследованных образцах граница раздела пленка/металл является практически ровной и имеет лишь очень небольшую «волнистость». В оксидной пленке наблюдаются как продольные множественные трещины, расположенные параллельно границе раздела пленка/металл, так и единичные поперечные трещины, идущие от поверхности пленки насквозь через всю пленку в металл.

Измерение микротвердости оксидной пленки и подпленочного слоя показало, что микротвердость исследуемых образцов волнообразно понижается по мере удаления от поверхности и в основном металле стабилизируется на уровне 210-230 единиц HV.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЩГК, ЛЕГИРОВАННЫХ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

Ю.А. Кочергина¹, Л.Г. Карыев², В.А. Федоров¹, П.А. Скородумов¹

¹ Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, г. Тамбов,
e-mail: feodorov@tsu.tmb.ru

² Ямало-Ненецкий филиал Тюменского государственного нефтегазового
университета, г. Новый Уренгой, e-mail: jukova_knp@mail.ru

Экспериментально установлено, что термоэлектрическое воздействие на поверхности ионных кристаллов различной кристаллографической ориентации приводит к появлению структурных изменений в виде новообразований аморфного вещества.

Целью данной работы является исследование структуры и свойств ионных кристаллов, легированных металлом при термоэлектрическом воздействии.

Исследованию подвергались образцы NaCl, LiF размером 20×8×(2-3)мм, которые выкалывались из крупных кристаллов по плоскостям спайности. Каждый образец раскалывали на две части по плоскости (001), между которыми помещали золотую проволочку диаметром ≈ 40 мкм. Затем образец закрепляли между электродами. Электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (001). 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 10-20мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью. После охлаждения образцы раскалывали по плоскости (100) для проведения микроскопических исследований.

При исследовании поверхностей (100) было обнаружено, что Au диффундирует в кристалл. Это сопровождается образованием несплошностей, которые представляют собой полости, ограниченные криволинейными поверхностями второго порядка. Средняя величина вскрытия полостей составляет от 30 до 120 мкм, максимальная глубина полостей в кристалле достигает ~0,8 мм для NaCl. Для LiF средняя величина вскрытия полостей составляет от 50 до 100 мкм, максимальная глубина в кристалле достигает ~1 мм. Во всех случаях в вершинах полостей наблюдали частицы вещества, которые приводят к возникновению микротрещин и дополнительных сколов вблизи вершины.

Проведены исследования электрофизических свойств кристаллов NaCl, LiF с имплантированным Au. В частности показано, что частотная зависимость диэлектрической проницаемости исследуемых образцов возрастает для соединения NaCl-Au на 60% и понижается для соединений LiF-Au на 10%. При этом вид зависимости не изменяется.

*Часть исследований проведена с использованием оборудования Центра
коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика
структуры и свойств наноматериалов»
Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ
(грант 09-01-97514 p_центр_a).*

СТРУКТУРА ЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ Cu-0,18% Zr ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ И НАГРЕВА

С.В. Добаткин, М. Янечек¹, Н.Р. Бочвар, С.Б. Григорьева, Д.В.Шаньгина

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

¹Карлов университет, г. Прага, Чешская Республика

Медные сплавы, легированные цирконием в количествах до 1 % (по массе), составляют группу низколегированных дисперсионно-твердеющих сплавов, характеризующихся хорошим сочетанием тепло- и электропроводности с прочностными свойствами и жаростойкостью. Они широко используются в промышленности в качестве электродов контактной сварки. На наш взгляд, представляется целесообразным изучение предельных структурных состояний промышленных медных сплавов и их механического поведения. Для получения такого предельного состояния требуются высокие давления и степени деформации, реализуемые в частности при кручении под гидростатическим давлением (КГД) на наковальне Бриджмена.

Целью работы является изучение закономерностей структурообразования в Cu-0,18% Zr сплаве при КГД. КГД сплава Cu-0,18%Zr приводит к формированию субмикроструктурной структуры с размером зерна 200-250 нм. Количественная оценка размеров структурных элементов показала, что они сильно различаются на этапе формирования субзеренной структуры при $N = 3$: 560 нм при $P = 2$ ГПа и 340 нм при $P = 4$ ГПа. В интервале степеней деформации от $N = 5$ до $N = 15$ оборотов размер преимущественно субмикроструктурных зерен практически не зависит от давления и уменьшается от 220 – 250 нм до 200 – 215 нм при увеличении степени деформации. По-видимому это незначительное понижение размеров структурных элементов может давать вклад в повышение твердости, но не является определяющим. Рассматривая вклад в упрочнение растворения или выделения частиц следует отметить, что растворение должно привести к уменьшению периода решетки и повышению электросопротивления. Выделение приводит к увеличению периода решетки и уменьшению электросопротивления. Измеренные периоды решетки для обоих давлений не отличаются в пределах ошибки и составляют примерно 3,616 Å.

Изучение удельного электросопротивления сплава Cu-0,18% Zr показало, что в ходе КГД при обоих давлениях 2 ГПа и 4 ГПа оно увеличивается по сравнению с недеформированным состоянием, причем тем больше, чем выше степень деформации. Это может быть связано с изменением зеренной и субзеренной структуры, а также с процессами растворения частиц второй фазы Cu_5Zr в ходе деформации.

Уменьшение значений удельного электросопротивления сплава Cu-0,18% Zr после КГД при нагреве в интервале температур 250-400°C и сохранение или повышение значений микротвердости после КГД в этом температурном интервале свидетельствуют о протекании процессов старения с выделением частиц Cu_5Zr .

Работа поддержана грантом РФФИ № 10-08-00594_а.

СТАРЕНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМ Mg-Sm-Y И Mg-Y-Gd-Zr ПОСЛЕ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

С.В.Добаткин, Л.Л.Рохлин, М.Ю.Мурашкин¹, Т.В.Добаткина,
И.Е.Тарытина, С.Б.Григорьева, Е.А.Лукьянова, В.Ботта²

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

¹*Институт физики перспективных материалов при НИЧ УГАТУ, г. Уфа*

²*Федеральный университет г. Сан Карлос, Бразилия*

Применение магниевых сплавов позволяет снизить собственный вес изделий при сохранении ими прочности на том же уровне. В связи с этим магниевые сплавы оказываются ценным конструкционным материалом в таких областях техники, в которых снижение собственного веса конструкций имеет особенно большое значение. В последнее время достаточно большое внимание уделяется изучению структуры и свойств магниевых сплавов после интенсивной пластической деформации. Целью работы является изучение структуры и свойств стареющих сплавов Mg-2,34% Sm-2,35% Y и Mg-4,7% Y-4,6% Gd-0,3% Zr после кручения под гидростатическим давлением (КГД).

Интенсивная пластическая деформация осуществлялась в наковальне Бриджмена путем кручения образцов диаметром 20 мм и толщиной 1 мм со степенью истинной деформации ~ 7 (10 оборотов) под высоким гидростатическим давлением (6 ГПа) при комнатной температуре. Установлено, что КГД способствует значительному упрочнению литого и затем закаленного сплава Mg-Sm-Y и горячекатаного сплава Mg-Y-Gd-Zr.

Методами измерения удельного электросопротивления и микротвердости показана возможность старения сплавов Mg-Gd-Y-Zr и Mg-Sm-Y после КГД в интервале температур 175-200°C. Максимальное упрочнение достигается для сплава Mg-Sm-Y после выдержки 2 часа, а для сплава Mg-Gd-Y-Zr – после выдержки 16 часов. Уровень упрочнения для сплава Mg-Gd-Y-Zr выше, чем у сплава Mg-Sm-Y как после КГД, так и после старения.

Изучено влияние отжига на упрочнение сплавов Mg-Sm-Y и Mg-Y-Gd-Zr, создаваемое интенсивной пластической деформацией. Отжиг при низких температурах (до $\sim 200 - 250$ °C) с выдержкой 1 ч приводит к дополнительному упрочнению сплавов за счет распада пересыщенного твердого раствора на основе магния. При дальнейшем повышении температуры отжига наблюдается резкое снижение упрочнения.

После отжига при температурах 250 и 300°C, рассматриваемых как наиболее высокие рабочие температуры конструкционных магниевых сплавов, упрочнение, созданное интенсивной пластической деформацией, снижается только частично, так что интенсивно деформированные образцы показывают микротвердость более высокую, чем недеформированные образцы сплавов такого же состава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (госконтракт 02.513.11.3471).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 08X18H10T И ASTM F 138 ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300-500°C

С.В. Добаткин, А. Клиауга¹, О.В. Рыбальченко,
М.Н. Панкова², К.А. Шарипова

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

¹Федеральный университет г. Сан Карлос, Бразилия

²ЦНИИЧерМет им. И.П.Бардина, г. Москва

В ходе холодной деформации стали 08X18H10T протекает мартенситное превращение, которое способствует упрочнению, но уменьшает коррозионную стойкость. Одной из задач было получение в стали 08X18H10T нанокристаллической структуры в полностью аустенитном состоянии после деформации. Для сравнения была исследована стабильная аустенитная сталь ASTM F 138 широко используемая в медицине.

Целью данной работы являлось изучение структурообразования в сталях ASTM F138 и 08X18H10T в ходе кручения под гидростатическим давлением (КГД). Образцы подвергались отжигу при 1050°C (1 час) с охлаждением в воде. Деформацию кручением под давлением 6 ГПа проводили на образцах диаметром 20 мм и толщиной 1 мм при температурах 300°C и 500°C с N=10 оборотов, что соответствует истинной степени деформации на середине радиуса образцов ~5,7.

Электронномикроскопический анализ стали после деформации по всем режимам выявил формирование нано- и субмикроструктур. Для стали ASTM F 138 после КГД при температуре 300°C наблюдали нанокристаллическую структуру со средним размером зерна 45 нм, а при температуре 500°C - 70 нм. В стали 08X18H10T после КГД при температурах 300 и 500°C наблюдали структуру со средним размером зерна 85 и 125 нм, соответственно. Зерна в стали ASTM F138 измельчаются сильнее, чем в стали 08X18H10T, что является следствием формирования их в двойникованной структуре. И возможно за счет большего суммарного легирования. Увеличение содержания никеля приводит к понижению энергии дефекта упаковки, что в свою очередь увеличивает вероятность двойникования.

Определены параметры тонкой кристаллической структуры стали после кручения: размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) и величина среднеквадратичной микродеформации. Для стали 08X18H10T при увеличении температуры деформации с 300 до 500°C размер ОКР увеличился с 40 до 68 нм, а для стали ASTM F138 – с 50 до 70 нм. Закономерности изменения ОКР соответствуют закономерностям изменения размера зерна, выявленным при электронномикроскопическом анализе.

Таким образом показано, что получение нано- и субмикроструктур в полностью аустенитной матрице после КГД возможно не только в стабильной аустенитной стали ASTM F138, но и в метастабильной стали 08X18H10T за счет оптимизации режимов деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 10-03-00996).

MICROSTRUCTURAL STABILITY OF Cu PROCESSED BY DIFFERENT METHODS OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION

J. Gubicza¹, S.V. Dobatkin², E. Khosravi¹, A.A. Kuznetsov², J.L. Labar^{1,3}

¹*Eotvos Lorand University, Budapest, Hungary*

²*A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia*

³*Research Institute for Technical Physics and Materials Science, Budapest, Hungary*

The thermal stability of ultrafine-grained (UFG) microstructure in Cu processed by different routes of severe plastic deformation (by 15 passes of twist extrusion (TE), 20 cycles of multi-directional forging (MDF), 25 passes of equal-channel angular pressing (ECAP) and 25 revolutions of high-pressure torsion (HPT) at room temperature) was investigated at high and room temperatures (RT). The following conclusions can be drawn from the experimental results:

1. Despite the similar grain sizes (about 200 nm), the Cu samples deformed by various SPD methods showed different thermal stability at high temperatures. It was found that the thermal stability decreased in the order of MDF, TE, ECAP and HPT which correlates to the increase of dislocation density and the decrease of the crystallite size.
2. During storage of the sample processed by ECAP at RT for 4 years, the excess vacancy concentration was reduced by $3.4 \cdot 10^{-4}$ while the crystallite size and the dislocation structure remained unchanged. In the case of the HPT-processed sample, the grain size and the twin boundary frequency increased while the dislocation density decreased during storage at RT for 4 years. This recovery and/or recrystallization after HPT are caused by the extremely high dislocation density and small grain size that can be attributed to the retarded annihilation of dislocations during HPT-processing due to the high applied pressure.

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ РАЗУПРОЧНЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ПРИ ВТМО

Г.Е. Коджаспиров, Е.Л. Гюлиханданов, М.И. Терентьев

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет

Исследовано влияние температурно-деформационных параметров на кинетику процессов упрочнения-разупрочнения при горячей обработке давлением аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов.

Деформацию проводили как с использованием пластометра, так и прокатки на лабораторном стане в интервале температур 850-1100⁰С со степенями обжатий 10–50%. Наряду с построением кривой напряжение-деформация оценивали степень динамической и статической рекристаллизации структуры с помощью специальных диаграмм. Анализ диаграмм показывает, что кинетика рекристаллизации соответствует типичной кинетике, наблюдающейся в различных сплавах при реализации горячей пластической деформации. В зависимости от сочетания температурно-деформационно-временных параметров исследованные материалы имеют температурно-деформационную зону, где нет видимой рекристаллизации, зону, где она начинается и развивается и зону, где структура полностью рекристаллизована. Характер кривых напряжения течения при этом в целом соответствует кинетике динамической рекристаллизации.

Процесс разупрочнения, однако, имеет свои особенности. Так, при всех исследованных температурах и при увеличении степени деформации имеет место непрерывное уменьшение величины напряжения течения (без инкубационного периода) после достижения максимума, в то время как рекристаллизация не всегда была обнаружена. Такое поведение естественно связать с протеканием явления динамического возврата, предшествующего явлению рекристаллизации.

Скорость развития процессов разупрочнения возрастает по мере увеличения температуры и степени деформации, что сопровождается снижением величины напряжения течения. Влияние динамической рекристаллизации при этом больше, чем динамического возврата.

Результаты исследований позволяют управлять структурой и, соответственно, свойствами исследуемого сплава при реализации горячей обработки давлением.

ПОВЕДЕНИЕ БОРИДНЫХ ФАЗ В ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

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

*Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск,
bespalko.vn@mail.ru*

Значительный рост производства электроэнергии, получаемой на атомных электростанциях, требует применения высоколегированных нержавеющей сталей повышенного качества. Целью работы было исследование влияния горячей пластической деформации на структурные превращения в высокохромистой стали легированной бором - 04X14T3P1Ф.

В микроструктуре стали различали два типа боридов разных размеров и формы, неравномерно распределенных в ферритной матрице. При проведении количественного анализа определяли содержание бора, хрома, железа, титана и ванадия в боридных фазах и матрице.

Количественный анализ показал, что основой первого типа боридов служит сложный борид на основе титана состава $(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B}$, а оболочкой является борид $(\text{Ti,Cr})_2\text{B}$, в котором присутствует фаза, содержащая ванадий. Второй тип боридов является фаза на основе железа, или железа и хрома; содержание бора в этой фазе невелико. Повышение температуры деформации способствует диффузионному перераспределению легирующих элементов в боридах, которое приводит к изменению их состава и структуры. Возможно, при более высокой температуре деформации осуществляется превращение $(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B} \rightarrow (\text{Fe,Cr})_2\text{B}$. В матрице исследуемой стали содержится 83 % Fe; 15,5 % Cr; 0,29% V и 0,38% Si.

Влияние температуры пластической деформации на структурные превращения в высокохромистой стали с бором исследовали на образцах после горячей деформации при температурах 1100 и 1150°C. Исследование микроструктуры образцов показали, что крупные бориды на основе хрома удлиненной формы при пластической деформации дробились на фрагменты и хрупко разрушались уже при малых степенях деформации. Включения боридов на основе титана также разрушались, что приводило к изменению степени их дисперсности. Деформация способствует локализации напряжений в многофазной частице боридов на основе титана, приводит к образованию микротрещин и их распространению по границам фаз, что облегчает дальнейшее разрушение боридов.

Горячая деформация при температурах выше 1150°C активизирует диффузионные процессы, проходящие как в матрице, так и в боридах. Диффузионное взаимодействие боридов с матрицей приводит к дроблению, растворению и выделению новых включений. При более высокой температуре в процессе деформации, происходят структурные превращения в самих боридах. Развитие этих процессов изменяет строение и состав боридов на основе титана и способствует их разрушению.

Полученные данные показали, что при горячей деформации диффузионное взаимодействие боридов с матрицей приводит к изменению не только формы, но и строению боридов, что может способствовать локализации напряжений в частицах и дальнейшему их разрушению.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ6

В.Э. Меденцов¹, В.В. Столяров^{1,2}.

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

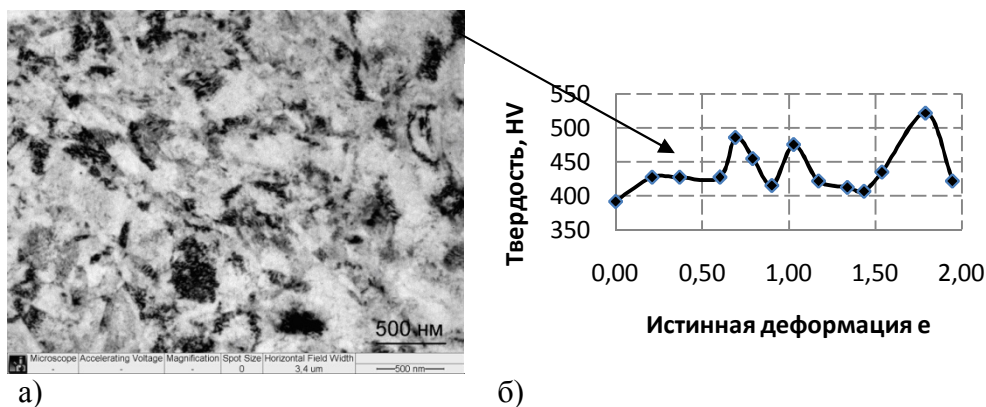
²Московский государственный индустриальный университет,
medentsovve@gmail.com, vlstol@mail.ru

Электропластический эффект при совместном или последовательном действии деформации и тока позволяет: повысить деформируемость при электропластической прокатке (ЭПП), уменьшить длительность или исключить температурных обработок, используя электроимпульсную обработку (ЭИО) и т.д. Преимуществом ЭПП является интенсификация процесса, а также возможность наноструктурирования длиномерных изделий. Особый интерес представляет исследование влияния исходной структуры и режимов ЭПП на структуру и эксплуатационные свойства труднодеформируемых титановых сплавов.

В данной работе исследовались структура и механические свойства двухфазного ($\alpha+\beta$) титанового сплава ВТ6. Сплав подвергался многоцикловой прокатке с импульсным током плотностью $j=150 \text{ А/мм}^2$, длительности импульса 120 мкс и частотой $F=830 \text{ Гц}$ до степеней деформации $\epsilon = 0,7$ и 2.

Исследуемый сплав демонстрирует существенное увеличение предела прочности и микротвердости, соответственно, на 74 % и 24%.

Микроструктурные исследования показали, что ЭПП приводит к чередованию фрагментированной и динамически рекристаллизованной микроструктуры (Рис.1)



а)

б)

Рис.1 а) Микроструктура сплава ВТ6 при $\epsilon = 0,7$; б) Зависимость микротвердости сплава ВТ6 от истинной деформации при ЭПП

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы» (ГК 02.740.11.0128; 14.740.11.0825).

Секция 2
«Термомеханическое поведение сплавов с
памятью формы»



МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОРИСТОМ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОМ МЕТОДОМ СВС

Н.Н. Реснина, С.П. Беляев, А.В. Воронков.

Санкт-Петербургский Государственный университет, resnat@mail.ru

В пористых сплавах на основе TiNi, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), кристаллическая структура является неоднородной, что приводит к тому, что фаза TiNi занимает не весь объем даже в сплавах, синтезированных из смеси Ti – 50.0 ат. % Ni. Кроме этого распределение концентрации никеля в этой фазе является неоднородным. Вследствие этого мартенситные превращения претерпевает не более 30 % объема сплава, они наблюдаются в очень широком температурном интервале и не завершаются даже при температуре жидкого азота. В связи с этим особенно актуальным оказывается исследование способов управления характеристиками мартенситных переходов в пористых сплавах на основе TiNi.

Естественно полагать, что поскольку необычная кинетика мартенситных переходов, в первую очередь, обусловлена неоднородной кристаллической структурой сплава, возникающей в процессе СВС, то изменение условий синтеза (химического состава шихты и температуры предварительного нагрева) может оказать влияние на фазовое состояние сплава, а, следовательно, и на характеристики мартенситных переходов. Это явилось предметом исследования данной работы. Пористые сплавы были получены из четырех различных смесей порошков Ti и Ni, в которых состав никеля варьировался от 45 ат. % до 52 ат.%, синтез проводили при двух температурах предварительного нагрева смеси $340 \div 380$ °C и $450 \div 500$ °C. Полученные результаты показали, увеличение концентрации никеля приводит к увеличению объемной доли фазы TiNi и уменьшению объемных долей вторичных фаз. Однако объемная доля фазы TiNi, претерпевающей мартенситные превращения, уменьшается. Показано, что в пористых сплавах на основе TiNi мартенситное превращение B2 → B19' происходит в двух температурных интервалах, температуры, которых не зависят от химического состава шихты. Это связано с тем, что фазе TiNi распределение никеля является гетерогенным, при этом существуют области с концентрацией никеля 50.0 ат.% и 51.0 ат. %, которые претерпевают мартенситные переходы и области с концентрацией никеля более 52 ат. %, в которых мартенситные переходы не наблюдаются. Увеличение концентрации никеля приводит к перераспределению объемных долей фазы TiNi с различной концентрацией никеля. Показано, что температур предварительного нагрева смеси порошков при СВС оказывает слабое влияние на кристаллическую структуру и мартенситные переходы.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (государственный контракт № П1237 от 27.08.2009).

ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ «СТАЛЬ – СПЛАВ TiNi»

С.П. Беляев¹, Н.Н. Реснина¹, В.В. Рубаник^{2,3}, В.В. Рубаник мл.^{2,3}, И.В. Ломакин¹

¹ Санкт-Петербургский государственный университет,

² Витебский государственный технологический университет,

³ Институт технической акустики НАН Беларуси,
spb@smel.math.spbu.ru

В работе исследовано изменение обратимой деформации в биметаллическом композитах «сталь X18H10T – сплав Ti – 51 ат. % Ni», в которых слой сплава TiNi претерпевает различные последовательности мартенситных переходов. Образцы длиной 45 мм, шириной 5 мм и толщиной 2,13 мм, в которых слой TiNi составлял 64 % от общей толщины образца, предварительно отжигали при температурах 600 °С и 450 °С в течение 2 часов. Калориметрические исследования, показали, что в образце, отожженном при температуре 600 °С, при охлаждении в слое TiNi реализуется превращение из кубической B2 фазы в моноклинную B19' фазу, а при нагревании обратный переход из фазы B19' в фазу B2. В образце, отожженном при температуре 450 °С, при охлаждении прямое мартенситное превращение идет через образование ромбоэдрической R фазы, а при нагревании наблюдается B19' → B2 переход. Для исследования изменения обратимой деформации биметаллические композиты подвергали предварительному деформированию (методом трех-точечного изгиба) до различных степеней деформации при температуре -170 °С, а затем термоциклировали в интервале температур мартенситного превращения.

Полученные результаты показали, что в образце, испытывающем B2 ↔ B19' мартенситное превращение, обратимая деформация наблюдается только в том случае, если остаточная деформация превосходит 2 %. С увеличением предварительной деформации величина обратимой деформации образца нарастает. В образце, испытывающем B2 → R → B19' переходы, обратимое формоизменение происходит при сколь угодно малых остаточных деформациях. Предположено, что это обусловлено различием между уровнями напряжений течения в аустенитном состоянии и напряжением переориентации - в мартенситном состоянии, которые определяются термообработкой сплава. Показано, что вне зависимости от термообработки и величины остаточной деформации, величина обратимой деформации в биметаллическом образце не превосходит 1 %. Установлено, что эффект тренировки при термоциклировании и эффект стабилизации мартенсита наблюдается только в образце, испытывающем B2 ↔ B19' переход.

Работа выполнена в рамках Российско-Белорусского гранта № 10-08-90003_Бел-а (РФФИ) и № T10P-223 (БФФИ) и гранта президента Российской Федерации для поддержки молодых кандидатов наук № МК-466.2010.8

ДВА ТИПА ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ Ti-Ni

А.С. Моторин, Г.Г. Нахатова, А.И.Разов

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

Среди уникальных функциональных свойств никелида титана большое практическое значение имеет обратимая память формы, позволяющая избавиться от контртел в устройствах различного назначения и добиться их миниатюризации. Обратимую память формы (ОПФ) подразделяют на два класса – мартенситного типа и аустенитного. Интерес представляет тот случай, когда эти два варианта реализуются одновременно. В результате в материале может появиться реверсивная обратимая память формы, заключающаяся в немонотонном изменении деформации при монотонном изменении температуры. Такой эффект в никелиде титана впервые был обнаружен в 80-е годы – сначала однократный [1], а затем обратимый [2, 3]. Известные способы формирования реверсивных эффектов многостадийны и сложны для реализации. В данной работе реверсивная обратимая память формы была инициирована простым воздействием – деформированием в аустенитном состоянии.

Объектом исследования служил сплав Ti-Ni эквиатомного состава с температурой $M_n = 75^\circ\text{C}$. Образец с рабочей частью диаметром 5 мм и длиной 9 мм отжигали при 500°C 1 час и деформировали растяжением в аустенитном состоянии при температуре 130°C до 13,7% остаточной деформации.

При первом нагревании наблюдали однократный эффект памяти формы, который свидетельствовал о том, что в процессе деформирования образовался устойчивый остаточный мартенсит. Последующее охлаждение инициировало немонотонное изменение деформации – реверсивную обратимую память формы, которая представляет суперпозицию двух типов ОПФ: при изменении температуры в интервале обратимого мартенситного превращения от 65°C до 110°C реализуется ОПФ аустенитного типа, а в интервале температур 50°C - 95°C – ОПФ мартенситного типа, которые могут быть инициированы неоднократно и при необходимости независимо друг от друга. Вместе с тем обнаружено, что ОПФ аустенитного типа при охлаждении с увеличением числа циклов постепенно уменьшается, а на этапе нагрева ОПФ мартенситного и аустенитного типа имеют достаточно устойчивый характер.

Таким образом, найден простой способ формирования реверсивной обратимой памяти формы, заключающийся в деформировании никелида титана в аустенитном состоянии. Термоциклирование в различных неполных интервалах температур обратимого мартенситного превращения приводит к реализации обратимой памяти формы аустенитного или мартенситного типа независимо друг от друга.

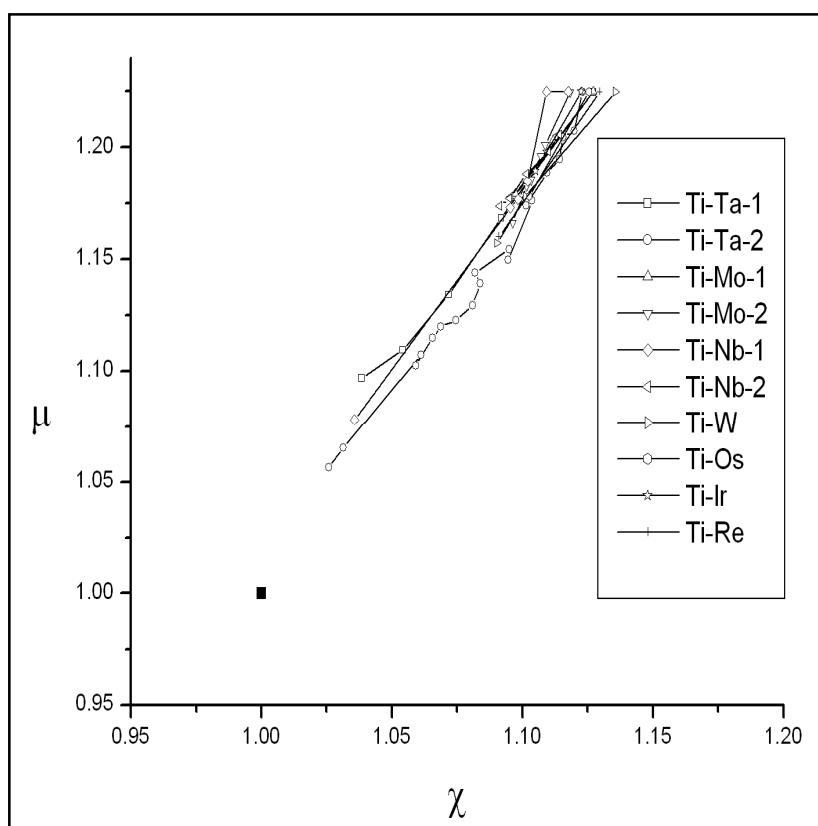
1. Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Тошпулатов Ч.Х. Эффект реверсивной памяти формы при знакопеременном деформировании // ФММ. 1986. Т.61, №1. С.79-85.
2. Беляев С. П., Кузьмин С. Л., Лихачев В. А. Обратимый эффект памяти формы как результат термоциклической тренировки под нагрузкой // Проблемы прочности. 1988. № 7. С. 50-54.
3. Беляев С.П., Ермолаев В.А., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Чунарева Е.Н. Эффект реверсивной обратимой памяти формы в сплавах на основе никелида титана // ФММ. 1988. Т.66, Вып.5. С.926-934.

САМОАККОМОДАЦИЯ КРИСТАЛЛОВ α'' -МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ

А.Г. Хунджуа, М.М. Мельников, А.Г. Птицын, Чжэн Шаотао

МГУ им. М.В. Ломоносова, г. Москва, e-mail: Khundjua@mail.ru

Самоаккомодация кристаллов мартенсита является важной составляющей механизма обратимости неупругой деформации. Для самоаккомодации необходимо, чтобы плоскость двойникования мартенсита была параллельна одной из плоскостей симметрии аустенита, т.е. возможность самоаккомодации определяется геометрией сопряжения решеток мартенсита и аустенита. В твердых растворах на основе титана и циркония параметры решетки α'' -мартенсита зависят от состава сплава, и определенный интерес представляет поиск сплавов с «идеальными» значениями параметров решетки, при которых будет наблюдаться не приближительная, а точная параллельность указанных плоскостей. Для сопоставления различных сплавов удобно ввести два коэффициента $\mu \cong 1/\chi \approx 1$ (отношения параметров решетки орторомбического мартенсита ($b_{\alpha''} = \mu \sqrt{2} a_{\alpha''}$, $c_{\alpha''} = \sqrt{2} \chi a_{\alpha''}$). Такая форма записи учитывает сохранение объема, приходящегося на один атом. Расчёт показал, что для традиционного ориентационного соотношения между β -аустенитом и орторомбическим мартенситом, которое можно записать в виде: $\{110\}\langle 1\bar{1}1 \rangle_{\beta} \parallel \{001\}\langle 110 \rangle_{\alpha''}$, строгое выполнение условий самоаккомодации возможно при $\mu = \chi$.



На рисунке приведены значения μ и χ (по доступным из литературы данным). По отклонению от точки $\mu = \chi = 1$ можно судить о склонности данного сплава к самоаккомодации. Отметим, что более всего подходят для самоаккомодации кристаллы мартенсита в сплавах Ti-Ta и Ti-Nb, т.е. именно в тех сплавах, где эффект памяти формы наблюдается экспериментально.

РЕАЛИЗАЦИЯ АНОМАЛЬНО ВЫСОКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭПФ И ОЭПФ В СПЛАВАХ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.Ю.Крейцберг

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
г. Москва, E-mail: ryklina@tmo.misis.ru*

В сплавах Ti-50,0 ат.%Ni и Ti-50,7 ат.%Ni изучено влияние исходной структуры аустенита и параметров внешних воздействий при наведении эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) на их реализацию. Сплавы подвергали НТМО волочением с умеренной деформацией ($\epsilon = 0.3$) и интенсивной пластической деформации (ИПД) прокаткой ($\epsilon = 1.55$). Последеформационный отжиг (ПДО) проводили в диапазоне температур 250 – 600°C в течение 30 мин – 1 ч. В качестве контрольной обработки (КО) служила закалка от 700°C (рекристаллизованное состояние аустенита). Наведение ЭПФ и ОЭПФ осуществляли по схеме деформации изгибом в состоянии B2-фазы с реализацией $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ превращения и последующим охлаждением в заневоленном состоянии. Величину полной наводимой деформации ϵ_t варьировали в интервале 10 – 18%. Определяли деформацию упругой отдачи ϵ_{el} , остаточную деформацию ϵ_r , обратимую деформацию ЭПФ ϵ_r и ОЭПФ ϵ_{TW} . Исследовали влияние величины ϵ_r на ϵ_{TW} при варьировании температуры нагрева в конце цикла наведения ЭПФ.

Закономерности изменения параметров ЭПФ и ОЭПФ в нано- и субмикрорекристаллическом сплаве Ti-50,7%Ni после ИПД и полигонизованном (наносубзеренном) после обычной НТМО различны: в нано- и субмикрорекристаллическом сплаве практически отсутствует упругая отдача при разгрузке до $\epsilon_t = 8.5\%$, в то время как в она всегда присутствует в сплаве, полигонизованном после обычной НТМО, и минимальна при $\epsilon_t = 15\%$. Наибольшую величину $\epsilon_r = 16,6\%$ в сплаве Ti – 50,7%Ni обеспечивает рекристаллизованная структура с мелким (1 – 5 мкм) зерном, полученная в результате ПДО при 600°C, 1 ч после НТМО с умеренной деформацией. Такая аномально высокая обратимая деформация, значительно превышающая ее кристаллографический ресурс для $B2 \rightarrow B19'$ превращения, реализуется только в случае разгрузки при -196°C. Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti – 50,0%Ni ($\epsilon_r = 10,4\%$) обеспечивает смешанная структура (полигонизованная и рекристаллизованная) полученная в результате отжига при температуре 450°C, 30 мин. Наибольшую величину $\epsilon_{TW} = 4,5\%$ (Ti – 50,0%Ni) и 5,4 % (Ti – 50,7%Ni) обеспечивает рекристаллизованная структура аустенита. Увеличение времени выдержки при 430°C с 20 мин до 10 ч сплава Ti – 50,7%Ni после НТМО с умеренной деформацией значительно улучшает параметры ЭПФ и ОЭПФ; в нано – и субмикрорекристаллическом сплаве это влияние практически не выражено. Уменьшение остаточной деформации приводит к уменьшению ϵ_{TW} .

ИЗУЧЕНИЕ СПЛАВОВ Ti-Nb-(Ta,Zr) С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ МЕТОДОМ ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ЦАРАПАНИЯ

М.И. Петржик, В.А. Шереметьев, М.Я. Бычкова,
С.Д. Прокошкин, Е.А. Левашов

НИТУ "МИСиС", г. Москва, petrzhik@shs.misis.ru

В настоящее время биосовместимые сплавы с эффектом псевдоупругости являются перспективными металлическими материалами для имплантологии. Более всего изучены сплавы на основе титана и его интерметаллидов, в частности никелид титана TiNi. Однако, канцерогенность никеля ограничивает медицинские применения, поэтому ведутся разработки безникелевых псевдоупругих сплавов, например, на основе твердых растворов титана. Сплавы Ti-Nb-(Ta,Zr) обладают эффектом памяти формы и псевдоупругостью, которые основаны на термоупругом мартенситном превращении α'' (ромб.) $\leftrightarrow$ β (ОЦК) [1-2] и являются био- и цитосовместимыми [3], поскольку как компоненты сплавов, так и их оксиды инертны в организме человека. Поэтому они перспективны для применения в хирургической ортопедии.

При термической и термомеханической обработке Ti-Nb-(Ta,Zr) на поверхности образуется оксидный слой, а при закалке проходит прямое мартенситное превращение. Целью данной работы являлось исследование строения и свойств этого слоя, используя измерительное царапание и наноиндентирование, электронную растровую и оптическую микроскопию.

Оксидный слой напрямую влияет на биохимическую и биомеханическую совместимость сплавов, поэтому изучение условий его формирования является актуальной научной и прикладной задачей.

В данной работе применен развиваемый в Научно-учебном центре СВС МИСиС-ИСМАН современный метод измерительного царапания [4] для оценки адгезионной/когезионной прочности оксидного слоя, формируемого на поверхности сплавов Ti-Nb-(Ta,Zr) при отжигах на воздухе в диапазоне 400 - 750 °С.

Исследование и контроль свойств поверхностных слоев с использованием современных методов исследования играют первоочередную роль для конструирования новых функционально-градиентных материалов и наноструктурных покрытий, а также позволяют прогнозировать возможные механизмы их деформации и разрушения.

Показано, что толщина окисленного слоя составляет около 10 мкм, он плотно связан с основой (когезионная прочность > 25 Н) и не разрушается при образовании поверхностного рельефа, вызванного протеканием мартенситных превращений.

1. Петржик М.И и др. МиТОМ, 1992, №3 С.25-27.
2. Жукова Ю.С., Петржик М.И., Прокошкин С.Д. //Известия РАН. Металлы. 2010. №6. С. 77-84.
3. Brailovski V., et al // Mater. Sci. Eng. C. 2011. V. 31. P. 643-657.
4. Петржик М.И., Левашов Е.А. Кристаллография, 2007, Т.52, №6, 1002-1010.

БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ АМОРФНЫЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ Ti_2NiCu СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА

А.В. Пушин^{1,2}, Н.И. Коуров¹, А.А. Попов², В.Г. Пушин¹

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

² *Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург
avpushin@rambler.ru*

Комплексно изучены методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа трехкомпонентные сплавы на основе Ti_2NiCu (вблизи стехиометрического состава с отклонением по 2 или 3 компонентам до $\pm 1\%$), синтезированные методом быстрой закалки из расплава в тонкую длинномерную ленту спиннингованием со скоростями охлаждения 10^5 – 10^6 К/с. Измерены электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы сплавов. Сплавы исследованы в исходном литом состоянии, после быстрой закалки из расплава и после термической обработки по различным режимам. Установлены концентрационные интервалы легирования, обеспечивающие получение в быстро закаленных сплавах аморфного состояния, и режимы термической обработки, приводящие к формированию в них нанокристаллических или субмикрокристаллических состояний, а также термоупругих мартенситных переходов. Показано, что в зависимости от химического состава, условий закалки и последующей термообработки в сплавах могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния. Обнаружено, что аморфизация и наиболее ультрадисперсные и, как следствие, высокопрочные нанокристаллические структуры в быстро закаленных сплавах реализуются в сплавах, склонных к фазовому расслоению. Выявлено, что термоупругое мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19$ и связанные с ним эффекты памяти формы в быстро закаленных сплавах различных составов могут быть реализованы в диапазоне температур от криогенных до 340 К, отличаются узким гистерезисом, высокой степенью обратимости. Исследованы особенности структурных механизмов термоупругих мартенситных превращений в нано- и субмикрокристаллических сплавах. Обнаружены смена механизма мартенситной перестройки от поливариантного (многопакетного) к попарнодвойникованному (однопакетному), а затем к монокристаллическому мартенситу по мере измельчения зерна в интервалах ($>0,5$ – $1,0$ мкм; $0,1$ – $0,5$ мкм; $<0,1$ мкм) и размерный эффект (подавление перехода в нанозернах размером менее 15–20 нм). Определены размерно-ориентационные соотношения между $B2$ -аустенитной и $B19'$ -мартенситной фазами, близкие в Бейновском.

Работа частично поддержана грантами РФФИ №11-02-00021, молодежными проектами УрО РАН и УрФУ.

СРАВНЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ МЕТОДИК ОПРЕДЕЛЕНИЯ РЕСУРСА ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ Ti-Ni

А.В. Коротницкий, И.Ю. Хмелевская, В.С. Комаров

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва

akorotitskiy@rambler.ru, khmel@tmo.misis.ru, kom1107@yandex.ru

Одним из основных функциональных свойств сплавов с памятью формы (СПФ), определяющим их рабочий потенциал, является величина деформации, которая может быть восстановлена после некоторой исходной (наведенной) деформации при последующем нагреве – за счет реализации эффекта памяти формы (ЭПФ) или, непосредственно, при разгрузке – за счет эффекта сверхупругости (СУ).

Традиционно, качественно-количественную оценку величины максимальной обратимой деформации осуществляют *методом «дуг»* – способом, основанным на изгибании протяженных образцов с однородным по длине сечением вокруг цилиндрических оправок заданного диаметра. При этом, зная толщину образца (h) и варьируя диаметр используемой оправки (D), можно оценить величину наводимой деформации в поверхностном слое (*усредненной по внутренней и внешней стороне образца*) по формуле: $\varepsilon \approx h/D$, при условии, что по мере изгибания образца отсутствует смещение его «нейтрального сечения». Таким образом, при сделанных допущениях, величина обратимой деформации при нагреве (ε_r) определяется как $\varepsilon_r = (\varepsilon_i - \varepsilon_f)$, где ε_i – наведенная деформация, ε_f – остаточная деформация после нагрева. В свою очередь, $\varepsilon_i = (\varepsilon_t - \varepsilon_e)$, где ε_t – полная деформация, ε_e – упругая деформация. Измерение вышеуказанных деформаций – осуществляется сравнительным замером формы (кривизны) образца относительно набора эталонных «дуг» известного радиуса. По виду полученной экспериментальной зависимости $\varepsilon_r = f(\varepsilon_i)$ (*до момента значимого отклонения от прямой пропорциональности*) определяют основную характеристику формовосстановления – величину максимальной полностью обратимой деформации.

Однако, метод «дуг» имеет ряд существенных недостатков: (1) схема деформации является не всегда сопоставимой с одноосным растяжением (сжатием); (2) профиль образца в действительности полностью не повторяет профиль оправки; (3) для каждого уровня наведенной деформации требуется использовать новый образец (т.е. для каждой точки графика зависимости $\varepsilon_r = f(\varepsilon_i)$ – что весьма металлоемко и не всегда удобно); (4) затруднительность получения желаемой дискретности наводимой деформации; (5) и, наконец, самый существенный – измерение кривизны образца при сравнении с набором эталонных «дуг» – весьма грубый способ (погрешность в оценке кривизны образца толщиной 1 мм и длиной 20 мм превышает $0,02 \text{ мм}^{-1}$, при этом, действительная погрешность может быть многократно усилена ввиду неравномерности кривизны образца по его длине, получаемой на практике).

Получить значительно более высокую достоверность результатов, по сравнению с вышеописанным традиционным способом позволяет предложенная А.В.Коротницким *«методика экспресс-оценки степени восстановления формы»*, лишенная всех кроме первого из перечисленных выше недостатков метода «дуг». В основе предложенной им методики лежит процедура прецизионного анализа профиля поверхностного слоя – с получением текущего значения кривизны с погрешностью $\approx 7 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^{-1}$ вдоль всего образца в трех состояниях: исходном (недеформированном), после наведения деформации и после восстановления формы при помощи разработанной А.В.Коротницким оригинальной компьютерной программы. В результате, за один акт деформации строятся экспериментальные зависимости: $\varepsilon_r = f(\varepsilon_i)$, $\varepsilon_f = f(\varepsilon_i)$, а также степень восстановления формы: $\eta = f(\varepsilon_i)$, причем, во всем эксплуатационно значимом (0 – 15%) диапазоне ε_i .

В рамках данной работы была проведена серия экспериментов на Ti-Ni образцах из проволоки диаметром 1 мм после отжига при температурах 500°C и 700°C с целью сравнения экспериментальных значений деформационных параметров восстановления формы, полученных с помощью двух методов. Полученные данные позволяют говорить о приемлемом совпадении в оценке максимальной полностью обратимой деформации, полученных двумя указанными методами, что дает практическую возможность сопоставления полученных ранее разными методами результатов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ НА СТАБИЛЬНОСТЬ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-(Ta,Zr)

С.Д. Прокошкин^{1,*}, В. Браиловский², К. Э. Инаеян², А.В. Коротицкий¹,
С.М. Дубинский^{1,2,**}, М.Р. Филонов¹, М.И. Петржик¹, Ю.С. Жукова¹,
В.А. Шереметьев¹

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, Россия

²Ecole de Technologie Supérieure, г. Монреаль, Канада
*prokoshkin@tmo.misis.ru, **sdubinskiy@gmail.com

Одними из наиболее перспективных материалов для ортопедических имплантов являются сплавы с памятью формы (СПФ) Ti-Nb-Ta и Ti-Nb-Zr, содержащие только биосовместимые компоненты. Такие материалы должны также обладать стабильным механическим поведением, близким к поведению костной ткани. В этой связи является актуальным изучение влияния структуры на механические свойства СПФ Ti-Nb-Ta(Zr) и их стабильность и выбор оптимальной ТМО, обеспечивающей наибольшую долговечность и стабильность материала. Сплавы Ti-Nb-Ta(Zr) были подвергнуты ТМО по режиму: холодная прокатка со степенями деформации $\epsilon=0.3 - 2.0$ и последеформационный отжиг (ПДО) в интервале $450 - 900$ °С. ЭМ исследования выявили формирование наносубзеренной субструктуры после умеренной деформации ($\epsilon=0.3, 0.65 - 0.75$) и смешанной нанокристаллической и наносубзеренной структур после интенсивной деформации ($\epsilon=2.0$) с ПДО в течение 1ч в интервале температур $500 - 550$ °С. Дальнейшее повышение температуры ПДО приводит к росту субзерен и зерен и формированию полностью рекристаллизованной структуры при 700 °С. Механические испытания на растяжение после ПДО при 600 °С выявили сверхупругое поведение СПФ и минимальные значения модуля Юнга, микротвердости и фазового предела текучести. Циклические испытания на растяжение до разрушения с накоплением деформации на 2% в каждом цикле показали, что наибольшее число циклов до разрушения, наименьшее накопление остаточной деформации и минимальный модуль Юнга ($35...25$ ГПа) при сверхупругом механоциклировании достигаются при ПДО при 600 °С, 30 мин. после умеренной деформации ($\epsilon=0.3$). Выбранному режиму ТМО соответствует формирование в β -фазе наносубзеренной субструктуры с размером субзерна около 100 нм. Дополнительное старение при температуре 300 °С приводит к резкому снижению числа циклов до разрушения вследствие выделения частиц охрупчивающей ω -фазы. Сплав Ti-Nb-Ta проявляет склонность к самопассивации в растворе Хэнка и «искусственной слюне» и обладает достаточно широкой областью пассивности и низкими значениями плотностей токов анодного растворения, сравнимыми с чистым титаном.

Секция 2

Стеновые доклады



ДЛИННОПЕРИОДНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ФАЗЫ В В2-СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ NiMn(Me) И L2₁-СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni₂Mn(Me) С ТЕРМОУПРУГИМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПЕРЕХОДАМИ

Е.С. Белослудцева, Е.Б. Марченкова, Н.И. Коуров, В.Г. Пушин

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

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии, измерений кинетических свойств в широком интервале температур исследованы термоупругие мартенситные переходы в сплавах NiMn(Me) и Ni₂Mn(Me). При замещении атомов марганца или никеля эти сплавы на основе NiMn(Me) в высокотемпературном состоянии имеют В2-решетку, атомноупорядоченную по типу CsCl, а сплавы на основе Ni₂Mn(Me) – атомноупорядоченную L2₁ решетку.

Сплав NiMn стехиометрического состава при охлаждении испытывает мартенситное превращение В2→3R при высокой температуре (~970°C). 3R-мартенсит имеет атомноупорядоченную тетрагональную структуру типа L1₀, в которой присутствует большое количество хаотически распределенных микродвойников и дефектов упаковки. Легирование методом замещения марганца, например алюминием или титаном, приводит к понижению температуры термоупругих мартенситных превращений и изменению структуры мартенсита. В сплавах на основе NiMn(Me) при охлаждении происходит термоупругое мартенситное превращение В2→NR с образованием длиннопериодных NR-структур с углом моноклинности более 90 град., обусловленным атомным упорядочением. В зависимости от легирующего элемента и его содержания структура мартенсита становится более многослойной.

Сплавы на основе Ni₂Mn(Me) при охлаждении и под нагрузкой испытывают последовательные термоупругие мартенситные превращения с образованием длиннопериодных мартенситных фаз типа 10M и 14M. NR- и NM-мартенситы представляют собой пакеты кристаллов с плоскими когерентными границами разделов. Они состоят из тонких пластин, двойникованных между собой. Внутри кристаллов длиннопериодного мартенсита также наблюдается большое количество тонких вторичных нанодвойников и дефектов упаковки. Следовой анализ позволил установить, что во всех исследованных сплавах кристаллы длиннопериодных мартенситных фаз сопряжены по плоскостям двойникования и габитуса, близким (110)_{оцк}, а схема деформации и размерно-ориентационные соотношения между решетками аустенитной и мартенситной фаз близки по типу к Бейновским.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке, предусмотренной проектами РАН № 09-П-2-1036, РФФИ № 11-02-00021.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNiCu

Н.Н. Куранова, А.В. Пушин, А.Н. Уксусников

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург,
avpushin@rambler.ru*

В работе были выполнены исследования микроструктуры практически применяемого сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, который испытывает единственный мартенситный переход $B2 \rightarrow B19$ и при комнатной температуре находится в состоянии B19-мартенсита, с преимущественно пакетно-пирамидальной морфологией. Исследования структуры сплава исходного, подвергнутого быстрой закалке из расплава (БЗР) и кручению под высоким давлением (КВД) проводили с помощью рентгенодифракционного и электронномикроскопического анализа. КВД при комнатной температуре выполняли под давлением 6 - 7 ГПа.

Было обнаружено, что сплав после БЗР имеет рентгеноаморфное состояние. Структурные и сверхструктурные брэгговские пики, обычно наблюдаемые в дифракционных исследованиях кристаллических сплавов на основе никелида титана, отсутствовали. Анализ картины микродифракции электронов сплава после БЗР со скоростью 10^6 К/с, показал, что в согласии с рентгенодифракционными данными исходного состояния сплав действительно является аморфным. Аморфный БЗР-сплав $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при КВД испытывает первоначальное расстекловывание уже при комнатной температуре, что на 400°C ниже температуры кристаллизации исходного аморфного БЗР сплава, а затем вновь происходит его аморфизация. Напротив, КВД исходного поликристаллического сплава вначале приводит к образованию субмикро- и нанокристаллического мартенсита с его последующей аморфизацией. Изотермические отжиги при 300 и 350°C (10 мин) обеспечивают однородную нанокристаллизацию с размером зерен 10-30 нм. Анализ "кольцевого" дифракционного контраста на светло- и темнопольных изображениях свидетельствует о высоком уровне искажений вокруг нанозерен.

В результате отжига при более высоких температурах 450 и 500°C (10 мин) в сплаве при преобладании высокодисперсных нанозерен с размерами 40-100 нм появляются отдельные области с большим размером зерен (до 200-400 нм). Увеличение температуры отжига приводит к повышению температур прямого мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19$ выше комнатной температуры и сплав находится в состоянии B19-мартенсита.

Практически исчезает бимодальный характер распределения зерен по размерам после отжигов при 550 и 600°C , когда размеры СМК-зерен достигают несколько сотен нанометров, от 300 до 700. В этом случае все СМК-зерна содержат, как правило, однопакетный попарнодвойникованный B19-мартенсит.

Таким образом, БЗР, обеспечивая аморфизацию и химическую однородность исходного сплава, способствует формированию после КВД и отжига равномерной нанокристаллической структуры, ее большей дисперсности при последующей термообработке сплава, и, как следствие, сужению температурного гистерезиса мартенситного $B2 \leftrightarrow B19$ превращения по сравнению с исходным поликристаллическим сплавом после КВД и такими же отжигами.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами РФФИ №11-02-00021, молодежных грантов УрО РАН и УрФУ.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Н.Н. Куранова, В.В. Макаров, А.В. Пушин

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург,
avpushin@rambler.ru*

Для сплавов на основе никелида титана, способных испытывать термоупругие мартенситные превращения и связанные с ними эффекты памяти формы, важной задачей является совершенствование физико-механических и эксплуатационных характеристик и, прежде всего, конструкционных и функциональных, связанных с эффектами памяти. Интенсивная многопроходная пластическая деформация различными методами позволяет получить сплавы никелида титана с субмикро- и нанокристаллической зеренной структурой. Последующую термообработку при этом можно осуществлять в широком интервале температур. Были выполнены исследования структуры сплавов, бинарных и тройных (с медью) методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской и нейтронной дифрактометрии, а также измерения физико-механических свойств.

Установлено, что использование механотермических обработок путем интенсивной пластической деформации приводит к сильному упрочнению сплавов и измельчению зерна (вплоть до аморфизации). В последнем случае применение низкотемпературного отжига позволяет создать в сплавах однородное наноструктурное состояние с контролируемым размерным распределением при размерах зерна уже в интервале 20-200 нм. Обнаружено, что сплавы приобретают высокопрочное наноструктурное состояние, начиная от средних размеров равноосных зерен менее 100 нм. В зависимости от режима интенсивной пластической деформации может быть достигнута высокая проработка зеренной структуры в сплавах, о чем свидетельствует весьма узкий интервал распределений зерен по размерам вдоль и поперек образца, на его краях и в центре. Установлено, что нано- и субмикрокристаллические сплавы Ti-Ni и Ti-Ni-Cu испытывают практически те же термоупругие мартенситные превращения ($B2 \leftrightarrow R$, $B2 \leftrightarrow B19'$, $B2 \leftrightarrow B19$). Однако даже бинарные сплавы до- и эквиатомного состава, в которых в исходном состоянии (со средним размером зерна 50-80 мкм) происходит единственное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$, испытывали как и заэквиатомные ступенчатое прямое и обратное превращение по схеме $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$.

При этом вследствие наноразмерного эффекта температуры второго перехода $R \rightarrow B19'$, как и $B2 \leftrightarrow B19$ снижаются в зависимости от режима ИПД и отжига. Это позволяет регулировать не только механические свойства, но и критические температуры реализации данных превращений и, соответственно, обеспечиваемых ими эффектов памяти формы, варьируя режимы интенсивной пластической деформации и, если необходимо, последующих термообработок. Построены диаграммы термоупругих мартенситных превращений в исследуемых сплавах в зависимости от среднего размера зерен в пределах от обычного (30-50 мкм) до наноразмеров (10-20 нм).

Работа частично поддержана молодежными проектами УрФУ и УрО РАН, а также РФФИ 11-02-00021.

ЭФФЕКТ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{44.8}\text{Cu}_5$

С.П. Беляев, Н.Н. Реснина, В.Ю. Слесаренко

*Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург,
slesarenko@gmail.com*

В работе исследован эффект обратимой памяти формы в аморфно-кристаллических лентах сплава $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{44.8}\text{Cu}_5$ с различной долей кристаллической фазы. В качестве объектов исследования выбраны аморфные ленты, полученные быстрой закалкой из расплава. Ленты длиной 5 мм, шириной 2 мм и толщиной 40 мкм частично кристаллизовали методом контролируемой кристаллизации, что позволило получить образцы с различной объемной долей кристаллической фазы. Для исследования механических и функциональных свойств аморфно-кристаллических лент применялась специально разработанная методика изгиба тонкомерных объектов.

Полученные результаты показали, что в аморфно-кристаллических лентах с объемной долей кристаллической фазы выше 30% наблюдается эффект обратимой памяти формы. Установлено, что эффект обратимой памяти формы проявляется только в том случае, когда при нагревании деформированного образца восстановление деформации происходит не полностью. Обнаружено, что с ростом величины остаточной деформации величина эффекта обратимой памяти формы увеличивается до некоторого значения, зависящего от доли кристаллической фазы, а затем стабилизируется. Установлено, что минимальная величина остаточной деформации, при которой наблюдается эффект обратимой памяти формы тем больше, чем больше объемная доля кристаллической фазы в аморфно-кристаллической ленте. Показано, что увеличение объемной доли кристаллической фазы от 30 до 50 % приводит к возрастанию обратимой деформации. Для исследования стабильности эффекта обратимой памяти формы предварительно деформированные аморфно-кристаллические ленты с различной объемной долей кристаллической фазы термоциклировали через интервалы мартенситных превращений. Обнаружено, что при термоциклировании образца с объемной долей кристаллической фазы 70% величина эффекта обратимой памяти формы уменьшается в первых десяти циклах, и далее не меняется. В образце с 45% объемной доли кристаллической фазы, предварительно деформированном до остаточной деформации 5 %, величина эффекта памяти формы составляет около 1% и остается стабильной при термоциклировании.

Таким образом, в работе показано, что в аморфно-кристаллических лентах с объемной долей кристаллической фазы близкой к 50 % величина эффекта обратимой памяти формы максимальна и не меняется при термоциклировании. Следует ожидать, что аморфно-кристаллические ленты, обладающие таким комплексом свойств, будут привлекательными для использования в микроэлектромеханических системах.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА НЕОБРАТИМОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

С.П. Беляев, Н. Н. Реснина, А.В. Сибирев

Санкт-Петербургский государственный университет, alekspb@list.ru

Известно, что многократное термоциклирование сплава TiNi через интервал мартенситных превращений приводит к изменению характеристик фазовых переходов и влияет на параметры эффектов памяти формы. Это обусловлено тем, что при мартенситном переходе в сплаве накапливается необратимая пластическая деформация. Одной из важных проблем является исследование закономерностей накопления этой необратимой деформации при различных режимах термоциклирования.

В настоящей работе исследовано изменение эффектов пластичности превращения и памяти формы, и накопление необратимой деформации при термоциклировании (30 циклов) проволоочных образцов ($d = 0,5$ мм) эквиатного сплава TiNi под постоянным напряжением 50 МПа в двух режимах: через полный интервал прямого превращения и через неполный интервал прямого перехода. Термоциклирование во втором режиме проводили до трех температур $T_1 = M_n - \frac{1}{4}\Delta T$, $T_2 = M_n - \frac{1}{2}\Delta T$ и $T_3 = M_n - \frac{3}{4}\Delta T$, где ΔT - величина температурного интервала перехода, определённая по данным термоциклирования в первом режиме, а M_n - температура начала прямого превращения в каждом цикле. Полученные результаты показали, что в том случае, если при термоциклировании под напряжением 50 МПа в образце при охлаждении реализуется 25 % и 50 % температурного интервала прямого перехода, то величины эффектов памяти формы остаются постоянными, а пластическая деформация практически не накапливается. Вместе с тем, если при охлаждении реализуется 75 % и более прямого мартенситного превращения, то при термоциклировании величины эффектов пластичности превращения и памяти формы увеличиваются, а в образце накапливается необратимая пластическая деформация. Так, например, при термоциклировании в интервале температур полного мартенситного превращения величина эффекта пластичности превращения за 30 циклов увеличивается с 0,6% до 2,6%, а пластическая деформации в 30 цикле достигает 0,6%. В то время, как при термоциклировании в интервале неполного мартенситного перехода, когда при охлаждении достигалась температура T_2 , величины эффектов пластичности превращения и памяти формы не меняются, а необратимая пластическая деформация накапливается только в первых двух циклах и ее значение составляет 0,13%.

Таким образом, получены результаты позволили сделать следующее заключение. На первых этапах прямого мартенситного перехода в сплаве TiNi аккомодация происходит в основном за счёт упругой деформации. Пластическая аккомодация реализуется на последней, завершающей стадии мартенситного превращения, что приводит к появлению необратимой деформации.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (государственный контракт № 16.740.11.0248 от 24.09.2010).

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЁПЛОЙ ПРОКАТКЕ В РУЧЬЕВЫХ ВАЛЬЦАХ НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Д.Ю. Жапова, В.Н. Гришков, А.И. Лотков, А.Д. Братчиков, Н.В. Гирсова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
dorz@ispms.tsc.ru

Актуальной проблемой является получение микрокристаллических и ультрамелкозернистых (УМЗ) структур в габаритных полуфабрикатах сплавов на основе TiNi. Перспективным методом получения УМЗ структур является тёплая прокатка.

В работе исследовано формирование микроструктуры и изменение температур мартенситных превращений (МП) в образцах сплава Ti_{49.2}Ni_{50.8}(ат.%) при накоплении пластической деформации в процессе тёплого изотермического (723K) деформирования прокаткой в ручьевых вальцах. При прокатке формируются вытянутые зёрна. Поэтому измеряли как максимальный размер зёрен ($d_{\max}$), так и размер зёрен в поперечном к нему сечении ($d_{\perp}$), что позволило оценить коэффициент неравноосности ($k=d_{\max}/d_{\perp}$). Размеры зёрен, k и температуры МП в зависимости от величины истинной накопленной деформации (ϵ) приведены в табл. 1. Размеры зёрен немонотонно изменяются при увеличении ϵ : после прокатки с $\epsilon=0.07$ происходит укрупнение зёрен в ~ 2 раза, а при дальнейшем деформировании размер зёрен уменьшается, и при $\epsilon=0.80$ наблюдается в основном мелкозернистая фракция. Обсуждается возможные механизмы измельчения зёрненной структуры сплава при прокатке (в частности, конкуренция динамической рекристаллизации и метадинамической рекристаллизации). Обнаружена немонотонная зависимость температуры МП от величины деформации и обсуждаются факторы, обуславливающие её природу.

Таблица 1

Зависимость среднего размера зерна, коэффициента неравноосности и температур мартенситных превращений от ϵ

ϵ	$\langle d_{\max} \rangle$, мкм	$\langle d_{\perp} \rangle$, мкм	$\langle k \rangle$	T_R , К	M_H , К	M_K , К
0.00	43.1	24.9	1.39	305	268	226
0.07	94.0	67.0	1.24	323	273	178
0.20	52.3	26.0	2.34	321	285	238
0.40	18.2	7.8	2.46	323	292	239
0.80	13.8	4.9	3.00	323	289	244

где $\langle d_{\max} \rangle$, $\langle d_{\perp} \rangle$, $\langle k \rangle$ – средние значения $d_{\max}$, $d_{\perp}$ и k , соответственно; T_R – температура МП из исходной B2 фазы в R-мартенситную фазу и обратно, а M_H и M_K – температуры начала и конца МП в мартенситную фазу B19', соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Комплексного госбюджетного проекта СО РАН №П.20.2.2. и Программы президиума РАН №7, проект №7.2.

ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ В РЕЖИМЕ СВЕРХУПРУГОСТИ НА СВОЙСТВА СПЛАВА $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$

Д.Е. Капуткин, Е.В. Есина

ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, kaputkin@misis.ru

Проволока из сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ была подвергнута циклической деформации: сверхупругое растяжение на 4,3% - снятие нагрузки при температурах 30-70 С. Показано, что параметры кривых сильно зависят от количества предшествующих циклов (N). При всех температурах испытаний с увеличением N:

- напряжение, вызывающее начало прямого мартенситного превращения ($\sigma_{нп}$) снижается в 1,5-2,5 раза до N=5...10, после чего перестаёт значимо изменяться;
- напряжение, соответствующее началу обратного мартенситного превращения при разгрузке ($\sigma_{но}$) увеличивается в 1,1-1,2 раза до N=5...10, после чего перестаёт значимо изменяться;
- напряжение, соответствующее окончанию обратного мартенситного превращения при разгрузке ($\sigma_{ко}$) монотонно увеличивается в 1,3-1,4 раза вплоть до N=50;
- площадь получающейся кривой, пропорциональная величине энергии, рассеиваемой за цикл, монотонно увеличивается вплоть до N=50;
- максимальное напряжение цикла практически не зависит от N.

То есть, предварительная деформация облегчает протекание как прямого, так и обратного мартенситного превращения.

Температурные зависимости всех вышеуказанных напряжений при равном числе циклов предшествующей деформации – монотонно (близко к линейной зависимости) возрастающие, что соответствует мартенситной природе сверхупругой деформации. Поскольку указанные температурные зависимости близки к линейным, предложена методика определения точек начала прямого, также начала и окончания обратного мартенситного превращения без нагрузки методом экстраполяции соответствующих графиков на значения напряжения, равные нулю. Показано, что для данного сплава в состоянии после закалки при 500⁰С эти температуры равны соответственно: $M_n = +5 \pm 2^0\text{C}$, $M_n = +5 \pm 2^0\text{C}$, $A_n = -2 \pm 4^0\text{C}$, $A_k = +13 \pm 2^0\text{C}$. Важно отметить, что рассчитанные значения критических температур значимо не зависят от количества циклов предшествующей деформации. То есть, предварительная деформация, значительно влияя на протекание процесса фазового превращения под нагрузкой, не влияет на температурные интервалы фазовых превращений без нагрузки.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОДВЕРГНУТОГО РОТАЦИОННОЙ КОВКЕ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ

А.А.Потапова^{1,2}, В.В.Столяров^{1,2}

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва,
ls3216@yandex.ru

²Московский государственный индустриальный университет, г. Москва

Интенсивная пластическая деформация никелида титана в сочетании с электроимпульсным воздействием обеспечивает резкое измельчение структуры и повышает технологическую пластичность по сравнению с другими методами холодной обработки давлением [1]. В связи с этим электропластическая прокатка (ЭПП) может рассматриваться как эффективный метод получения прутков, сочетающих высокую деформационную способность и повышенные механические и функциональные свойства. В работе сравниваются структура и свойства прутков из никелида титана, полученных традиционным методом ротационнойковки и методом ЭПП.

Исследовали сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в виде прутка с исходным сечением $\varnothing 6$ мм. Многопроходную деформацию проводили двумя методами с отбором образцов на промежуточных этапах: способом ротационнойковки с промежуточными отжигами [2] и ЭПП (при плотности импульсного тока $j = 90 \pm 5$ А/мм², длительности импульса 120×10^{-6} с). Исследуемые образцы соответствовали степеням деформации $\epsilon = 0,36$ ($\varnothing 5$ мм), $\epsilon = 0,44$ ($\varnothing 4$ мм), $\epsilon = 1,39$ ($\varnothing 3$ мм), $\epsilon = 3,58$ ($\varnothing 1$ мм). Обратимая деформация определялась по схеме изгиба на цилиндрических оправках разного диаметра.

Метод ЭПП ($\epsilon = 1,39$) с последующим отжигом при 500 °С (30 мин) в отличие от ротационнойковки позволяет получить наноструктурное состояние со средним размером кристаллитов 20 нм. Микротвердость в процессе ЭПП повышается с деформацией до 4000 МПа (при $\epsilon = 1,39$), что значительно выше, чем микротвердость при той же степени деформации при ротационнойковке (2950 МПа). Обе технологии позволяют добиться повышения прочности по сравнению с исходным состоянием. Однако прочность после ЭПП ($\epsilon = 3,58$) на 400 МПа выше, чем после ротационнойковки.

Полностью обратимая деформация ϵ_r в исходном закаленном состоянии составляет 6,7 %. ЭПП с низкими степенями деформации ($\epsilon < 1$) снижает ϵ_r . В случае $\epsilon > 1$ обратимая деформация повышается до 10%, что несколько выше в случае применения традиционной технологии ротационнойковки.

[1] Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубицына И.Б. и др. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi/ ФТВД, том 4, 16. 2006.- С.48-51

[2] Андреев В.А., Хусаинов М.А., Бондарев А.Б. Технологические особенности получения проволоки из сплавов TiNi с эффектом памяти формы/ Производство проката, №9.-2008.- С.37-42

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ

А.А. Федоткин, В.В. Столяров

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

Идея управления механическим поведением твердых тел с помощью электрических полей весьма перспективна и выглядит сравнительно просто реализуемой. Этим объясняется большой интерес, проявленный исследователями к проблеме электропластического эффекта (ЭПЭ) в проводящих материалах и технологиям, основанным на совместном или последовательном действии деформации и тока [1,2]. Впервые ЭПЭ в виде скачков напряжения наблюдался при растяжении монокристаллов и крупнокристаллических чистых металлов [2]. При этом структурная зависимость ЭПЭ не исследовалась. Первые результаты в этом направлении были получены в [3], где скачки напряжений наблюдались при растяжении с током в сплаве TiNi с размером зерен <100 нм. Особую актуальность представляет изучение ЭПЭ в современных титановых сплавах: с памятью формы, наноструктурных (НС) и аморфных материалах, деформационная обработка которых затруднена и может быть основана на использовании деформации с током.

Исследования проводились на образцах двух титановых сплавов: никелиде титана ($Ti_{49.3}Ni_{50.7}$) с эффектом памяти формы и технически чистом титане (ВТ1-0). Исследовались два структурных состояния: крупнозернистое (КЗ), полученное закалкой (или отжигом) и НС, полученное электропластической прокаткой и последующим отжигом или равноканальным угловым прессованием в сочетании с холодной прокаткой. Выбор объектов и структурных состояний обусловлен отсутствием экспериментальных данных о влиянии электрического тока на проявление ЭПЭ и ЭПФ в НС-материалах и сравнении их с КЗ-состоянием.

В работе исследовано влияние структурно-фазового состояния и параметров импульсного тока на проявление ЭПЭ в титановых сплавах. Импульсный ток приводит к появлению скачков напряжения на диаграмме растяжения, связанных с проявлением ЭПЭ или фазовым превращением. Показано, что структурно-фазовое состояние сплавов и параметры импульсного тока влияют на амплитуду и направление скачков напряжения.

Показано, что ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством сплавов. Измельчение зерен от десятков микрон до десятков нанометров влияет на амплитуду скачков напряжения вниз для обоих сплавов.

Список литературы

1. Спицын, В.И. Троицкий, О.А. Электропластическая деформация металлов // М.: Наука, 1985. – С. 160.
2. Okazaki, K. Kagawa, M. Conrad, H. // Scripta MET., 1978. – Vol. 12. – P. 1063-1068.
3. Troitskii, O.A. Electromechanical effect in metals // Zh. Eksp. Teor. Fiz., 1969. – 10 (1). – P. 18–22.
4. Столяров, В.В. Угурчиев, У.Х. Влияние импульсного тока на деформационное поведение наноструктурного сплава с памятью формы TiNi // ФТВД, 19, 1 (2009) 92-96.

Секция 3
«Практика термической и
термомеханической обработки»



ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ РАЗРЯДА НА ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ХТО

Л.И. Федоренкова

Днепропетровский национальный университет, Украина, Luba.Fed@gmail.com

В зоне действия разрядов создаются условия для термической деформации поверхности металла. Высокие локальные температуры (порядка 10^4 °C) совместно с атомами и молекулами, бомбардирующими поверхность металла, обеспечивают деформационное воздействие на глубину до 50мкм, изменяющее структуру металла за счет перераспределения дислокаций и фазовых превращений.

Изменение структуры поверхностного слоя металла, обработанного разрядом, представляет интерес в связи с изучением влияния термического воздействия разряда на процесс диффузии при химико-термической обработке, в частности при борировании стальных изделий.

В данной работе исследовали влияние обработки стали разрядом в водной среде электролита на диффузию бора при ХТО.

Обработку стали 20 проводили в два этапа:

- обработка в водном растворе электролита;
- обработка в среде с низким содержанием карбида бора ($\leq 15\%$) в контейнере с плавким затвором при температуре 800-900°С в течение 3-4 часов.

Для определения влияния состава электролита, как возможного ускоряющего диффузию фактора на процесс насыщения, обработку образцов проводили в электролитах, основным компонентом которых является или углерод, или бор, а также при их отсутствии.

В результате комбинированной обработки образцов на их поверхности получили слой боридов, глубина которого в 1,5 - 3 раза превышала слой боридов, полученный на стали, не прошедшей обработку в разряде.

Коэффициенты диффузии бора при комбинированной обработке и в отсутствие ее имеют величины соответственно $0,67 \cdot 10^{-8} \text{ см}^2/\text{с}$ и $0,1 \cdot 10^{-9} \text{ см}^2/\text{с}$. Действие разряда в водном растворе электролита характеризуется как более мягкое, менее разрушительное для структуры обрабатываемого материала. Однако ее вполне достаточно, чтобы активизировать поверхностный слой металла на глубину до 100мкм и тем самым обеспечить интенсификацию диффузионных процессов при ХТО.

Таким образом, термическое воздействие разряда на поверхность стали играет существенную роль при ускорении диффузионных процессов в ходе ХТО.

О РАЗВИТИИ РАЗРУШЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИИ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

И.И. Минц, Л.Е. Ходыкина

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

Изучены основные этапы зарождения и развития разрушения при ползучести в интервале температур 540—560 °С в металле наиболее повреждаемых при эксплуатации гнутых участков (гибов) паропроводов из Cr-Mo-V сталей.

Показано, что зарождение микроповрежденности при ползучести происходит по границам и в теле зерен путем образования микропор размером $0,13 \pm 0,02$ мк. При последующем развитии ползучести рост микропор происходит преимущественно по границам зерен до предельного, не зависящего от температурно-временных условий нагружения размера $3,85 \pm 0,48$ мк.

Постепенное накопление пор по границам зерен приводит к появлению цепочек пор, а разрыв перемычек между порами в цепочках — к образованию микротрещин и трещин.

Скорость накопления микроповрежденности в исследованном температурно-временном интервале максимальна на наружной поверхности растянутой зоны гибов паропроводов, зависит от уровня эксплуатационных эквивалентных напряжений и уменьшается по толщине стенки.

С увеличением уровня микроповрежденности на наружной поверхности глубина распространения цепочек пор по толщине стенки гибов увеличивается.

Показано, что минимальная относительная глубина распространения цепочек пор по толщине стенки, при которой может наступить разрушение гибов, составляет 50—60 %. Эта критическая глубина не зависит от температурно-временных условий нагружения.

По результатам исследования металла порядка 600 гибов паропроводов из Cr-Mo-V сталей построены параметрические зависимости эквивалентных напряжений на разных стадиях развития ползучести, позволяющие оценить остаточный ресурс гибов паропроводов, накопивших микроповрежденность разного уровня, и скорость ее развития. При сопоставлении кинетики развития разрушения выявлено преимущество гибов труб из стали 15X1M1Ф по сравнению со сталью 12X1MФ.

Получены температурно-временные зависимости остаточного ресурса гибов паропроводов, изготовленных из Cr-Mo-V сталей разных марок и работающих в различных условиях эксплуатации.

ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ: МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ

В.Е. Громов¹, В.Б. Костерев², О.Ю. Ефимов², Г. Танг³, С.В. Коновалов¹

¹ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г. Новокузнецк, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

²ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
г. Новокузнецк, e-mail: efimov_ou@zsmk.ru

³Институт перспективных материалов КНР,
e-mail: tanggy@mail.tsinghua.edu.cn

Термомеханическое упрочнение стального проката является эффективной технологией формирования комплекса высоких механических свойств [1], при этом для малоуглеродистых марок сталей повышение механических свойств достигается без использования дорогостоящих легирующих элементов [2]. Так, установленные в [2] режимы упрочнения позволяют гарантированно получать класс прочности 345 двутавровой балки ДП 155 из стали 09Г2С. Ускоренное охлаждение водой приводит к полутора – двукратному увеличению прочности поверхностного слоя стали по отношению к ее объему.

Термоупрочнение двутавровой балки приводит к формированию многослойной микроструктуры элемента полки профиля двутавра. Структура стали в переходном слое и центральной зоне полок получена в результате превращения по нормальному механизму и состоит из феррита, перлита, «вырожденного» перлита и выделений карбидов по границам ферритного зерна. Структура стали поверхностного слоя формируется в результате промежуточного и сдвигового механизмов $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения с последующим протеканием процесса «самоотпуска».

Ранее проведен анализ вклада различных физических механизмов в формирование прочностных свойств термомеханически упрочненного балочного профиля. Анализ основан на использовании количественных параметров структуры стали, выявленных методами электронной дифракционной микроскопии, и оценочных соотношений физического материаловедения.

В настоящей работе выполнена количественная оценка вкладов (твердорастворное упрочнение, упрочнение внутрифазными границами раздела, частицами вторых фаз, дислокациями леса, силами трения кристаллической решетки, дальнodelствующими полями напряжений) в упрочнение стали 09Г2С, подвергнутой термомеханической обработке в различных режимах. Показано, что основными механизмами, ответственными за повышение прочности поверхностного слоя, являются субструктурное и деформационное упрочнение, обусловленное формированием структуры мартенсита и бейнита. Получено хорошее соответствие экспериментального и оценочного изменения микротвердости и предела текучести по сечению упрочняемого профиля.

Литература

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
2. Громов В.Е., Ефимов О.Ю., Костерев В.Б. и др. Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугуновых валков. Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. 205 с.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации АВЦП "РНПВШ" (проект 2.1.2/13482) и ФЦП «ННПКР» (г/к № П332).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ.

Л.М. Клейнер, И.Д. Романов

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
kleyner@pstu.ru, i-romanov@ro.ru*

Традиционные конструкционные легированные стали с содержанием углерода 0,20-0,40 % не обеспечивают необходимый для реализации конструкционной прочности комплекс механических свойств при закалке с деформационного нагрева. Термоупрочнение с деформационного нагрева приводит к образованию гетерогенной структуры и к большой разнотекучности. Это обусловлено широким интервалом температурно-деформационных параметров. Исключением является ВТМО, которую осуществляют в узком интервале параметров деформаций, температур и скоростей охлаждения. Ограничения не позволяют упрочнять детали сложной формы и крупных габаритов.

Совмещение горячего формообразования и закалки в одном цикле обработки становится возможным с использованием низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС). Низкое содержание углерода и определенное сочетание легирующих элементов в НМС обеспечивают высокую устойчивость переохлажденного аустенита и мартенситное превращение при медленном охлаждении на воздухе, в результате которого образуется низкоуглеродистый пакетный (реечный) мартенсит. В структуре НМС отсутствуют остаточный аустенит и верхний бейнит. Ударная вязкость НМС слабо зависит от размера зерна, поскольку элементами структуры, определяющими характеристики механических свойств, являются пакеты и рейки.* Температура мартенситного превращения M_n в НМС выше, чем у традиционных конструкционных сталей, что обеспечивает отпуск в ходе закалочного охлаждения на воздухе. Приведенные факторы способствуют формированию при медленном охлаждении, в том числе, на спокойном воздухе с температуры горячей деформации, структуры низкоуглеродистого пакетного мартенсита, которая гарантирует благоприятное сочетание характеристик прочности, пластичности и вязкости, обеспечивающие конструкционную прочность в сложных условиях нагружения.

Исследовано влияние температурно-деформационных параметров на структуру и свойства поковок Ø65 мм, полученных из заготовок Ø110 мм радиальной ковкой. Закалкой с деформационного нагрева охлаждением на воздухе стали 15Х2Г2НМФБА достигнут следующий комплекс свойств: при степени деформации 65% (уков 2,86) $\sigma_B=1341$ МПа; $\sigma_{0,2}=1002$ МПа; $KCV=150$ Дж/см².

Применение НМС позволяет по-новому решить задачу термического упрочнения проката и других видов полуфабриката, получаемого горячей обработкой давлением. Закаливаемость на воздухе позволяет осуществить в действующем потоке металлургического производства проката совмещенный процесс формообразования с закалкой без применения жидких охлаждающих сред.

* - Клейнер Л.М. Прогрессивные процессы изготовления термоупрочненных полуфабрикатов при обработке сталей давлением./ Сб. Прогрессивные технологические процессы в обработке металлов давлением. 1997. Магнитогорск

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ, ИЗГОТОВЛЕННОЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

С.А. Голосиенко, Е.И. Хлусова, Г.Д. Мотовилина, Е.А. Яшина

*ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт – Петербург,
e-mail: victorm@crism.ru*

Низкоуглеродистые свариваемые стали являются наиболее распространенными конструкционными материалами. Ужесточение требований к сталям, эксплуатирующимся в экстремальных условиях, определяет необходимость создания процессов производства материалов, обеспечивающих требуемый комплекс механических свойств.

Модернизация существующих и ввод в эксплуатацию новых комплексов толстолистовых станов, оснащенных современным оборудованием для контролируемого охлаждения, открывает широкие возможности по созданию энергоэффективных технологических процессов производства проката из высокопрочных сталей.

В работе исследовали низколегированные низкоуглеродистые стали, изготовленные с применением различных режимов термомеханической и термической обработки. Проведены комплексные сравнительные исследования особенностей структуры и механических свойств листового проката с использованием методов оптической металлографии, сканирующей электронной микроскопии с EBSD-анализом и просвечивающей электронной микроскопии. Определено соотношение присутствующих в структуре фаз, а также параметры структурных компонентов.

Выполненная на основании структурного анализа оценка основных вкладов параметров структуры в упрочнение высокопрочной стали после закалки с прокатного, печного нагрева и отпуска позволила определить структурное состояние высокопрочной стали, обеспечивающее при экономном легировании требуемый уровень механических свойств.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЛИСТОВ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ФЕРРИТО-БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ С УСКОРЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ

В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, Н.В. Лежнин

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, sob288@mail.ru

Исследовались механические свойства (на растяжение, ударный изгиб) низкоуглеродистых феррито-бейнитных трубных сталей класса прочности X80 различных производителей. Технология производства листа включала в себя контролируемую прокатку ниже температуры рекристаллизации в аустенитной области и ускоренное охлаждение.

Установлено, что величина работы пластической деформации в образцах на растяжение в основном определяется работой на стадии сосредоточенной деформации; уровень энергоемкости на стадии равномерной деформации на порядок ниже.

Показано, что в качестве параметров трещиностойкости при исследовании образцов на растяжение могут служить: вязкость растяжения (a) и истинное относительное сужение до разрушения (ϕ_k).

Найдено, что испытания на ударный изгиб образцов Шарпи являются весьма представительными для оценки трещиностойкости, как по уровню KCV при температурах испытания -40, -60 °С, так и по разнице величин $\Delta KCV = KCV^{-40} - KCV^{-60}$. При $KCV^{-40} \geq 250 \text{ Дж/см}^2$ и $\Delta KCV \leq 100 \text{ Дж/см}^2$ исследованные стали обладают удовлетворительной трещиностойкостью.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Л.М. Капуткина, В.Г. Прокошкина, Г.Е. Хадеев, А.Л. Коновалов

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСИС», г. Москва, hadeev87@bk.ru*

Методами световой микроскопии, рентгеноструктурного и калориметрического анализов и механических испытаний изучено влияние высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) с различными схемами горячей деформации на структуру и свойства конструкционных сталей (20 ÷ 50)ХНМФ, микролегированных азотом (0,020÷0,024 %). Горячую деформацию в цикле ВТМО проводили по двум схемам: продольная прокатка и радиально-сдвиговая прокатка. Горячую продольную прокатку осуществляли за два прохода на лабораторном двухвалковом стане ДУО 210 с последующим немедленным охлаждением в воде. Температура нагрева под прокатку составляла 950 – 970 °С. Междеформационная пауза составила менее 2 с. Суммарная степень обжатия сталей 35ХНМАФ и 50ХНМАФ составила 33 %, а стали 40ХНМАФ – 36 %. Радиально-сдвиговую прокатку проводили на мини-стане винтовой прокатки «30-10» за 2 прохода при такой же температуре с немедленным охлаждением в воде. Суммарная степень обжатия для всех сталей 33%. Контрольной обработкой являлась обычная закалка в воде от температуры 920 °С. Заключительной обработкой после закалок и ВТМО для реализации высокопрочного состояния сталей был выбран низкотемпературный отпуск при температуре 185 °С, 1 час.

Предварительное исследование структуры закаленных от разных температур сталей показало, что для исследованных сталей наиболее благоприятной температурой нагрева под закалку является 920 °С. После такой закалки достигается высокая твердость и мелкозернистая структура. При более низкой температуре нагрева не происходит достаточного растворения избыточных фаз. При нагреве в интервале 920 – 950 °С средний размер зерна увеличивается незначительно. Дальнейшее повышение температуры уменьшает твердость, что связано с интенсивным ростом зерна аустенита. ВТМО с продольной прокаткой сталей 35ХНМАФ и 50ХНМАФ привела к дополнительному измельчению зерна за счет рекристаллизации. После ВТМО радиально-сдвиговой прокаткой средний размер зерна такой же, как после закалки.

Показано, что ВТМО с различными схемами деформации и последующим низкотемпературным отпуском эффективна для реализации высокопрочного состояния конструкционных сталей, микролегированных азотом. ВТМО продольной прокаткой способствовала дополнительному упрочнению всех исследованных сталей по сравнению с закалкой. Полное растворение специальных карбонитридов при ВТМО и последующий низкотемпературный отпуск приводят к повышению сопротивления деформации (на 300-500 МПа выше, чем для безазотистых аналогов) при достаточных пластичности и ударной вязкости. ВТМО с деформацией радиально-сдвиговой прокаткой и последующим низкотемпературным отпуском приводит к получению своеобразной «закрученной» зеренной структуры и более высоким значениям характеристик пластичности по сравнению с продольной прокаткой при близком уровне прочности.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ НА СОСТОЯНИЕ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО АУСТЕНИТА, КОНЕЧНУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Е.А. Голи-Оглу¹, Л.И. Эфрон², Ю.Д. Морозов¹

¹ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Goli-Ogly@yandex.ru

² ОАО «Выксунский металлургический завод», г. Выкса, LEfron@omk.ru

Современная технология контролируемой прокатки (КП) толстолистого конструкционного проката предполагает использование как минимум двух стадий пластической деформации. С материаловедческой точки зрения основной задачей первой стадии (т.н. черновая стадия прокатки) является формирование мелкого равноосного рекристаллизованного аустенитного зерна за счет многократно проведенных циклов деформация-рекристаллизация. Задачей второго этапа (т.н. чистовая стадия прокатки) – наклеп мелких рекристаллизованных зерен и получение деформированных аустенитных зерен с высокой эффективной удельной поверхностью границ S_v .

В предлагаемом докладе приведены результаты исследований по влиянию температурно-деформационных режимов черновой и чистовой стадий контролируемой прокатки на особенности формирования структуры горячедеформированного аустенита, а также конечную микроструктуру и механические свойства низкоуглеродистых микролегированных конструкционных сталей.

Применение в качестве материала исследования специального модельного сплава на первом этапе работы, позволило прямыми методами изучить особенности формирования структурного состояния горячедеформированного аустенита в интервале температур черновой и чистовой стадий контролируемой прокатки. Основной особенностью предложенного модельного сплава являлось легирование типичной химической композиции низкоуглеродистой конструкционной стали никелем до такого содержания, что γ -состояние существовало как стабильное при комнатной температуре. По результатам первого этапа работы сформулированы рекомендации по оптимизации температурно-деформационных режимов КП для формирования оптимального состояния горячедеформированного аустенита с точки зрения получения высокого уровня механических свойств конструкционных сталей.

На втором этапе работы на низкоуглеродистых микролегированных сталях в лабораторных условиях опробованы полученные на первом этапе рекомендации по оптимизации режимов КП. На различных типах структур (феррито-перлитная, феррито-бейнитная) определены оптимальные температурно-деформационные параметры КП, позволяющие получить высокий уровень потребительских свойств толстолистого конструкционного проката.

Секция 3

Стеновые доклады

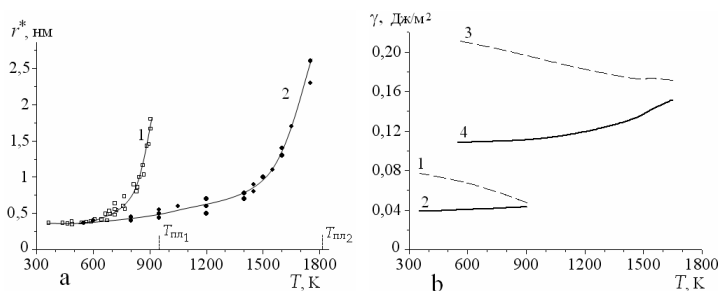


ЗАВИСИМОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ГРАНИЦЫ КРИСТАЛЛ-РАСПЛАВ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ И РАЗМЕРА КРИСТАЛЛОВ ДЛЯ МОДЕЛЕЙ АЛЮМИНИЯ И ЖЕЛЕЗА

А.М. Овруцкий, В.Ф. Башев, А.С. Прохода

Днепропетровский национальный университет имени Олеся Гончара,
a-prokhoda@mail.ru, a-ovru@ukr.net

Кинетика образования центров кристаллизации определяется величиной коэффициента поверхностного натяжения. До сих пор температурные и размерные зависимости поверхностного натяжения точно неизвестны. Классические теории образования центров кристаллизации не учитывают ни размерной зависимости коэффициентов поверхностного натяжения, ни размерной зависимости величины термодинамической движущей силы процесса кристаллизации — разности химических потенциалов фаз. Результаты молекулярно-динамического моделирования температурных отжигов переохлажденных металлов однозначно свидетельствуют, что эти зависимости очень существенны. Обе величины для малых кристаллических зародышей уменьшаются настолько сильно в случае больших переохлаждений и малого размера критических зародышей, что они могут практически достигать нуля. Это связано со структурным несовершенством зародышей малого размера. Энергия межатомного взаимодействия в таких зародышах становится меньше чем в кластерах с другой структурой, например икосаэдрических. Такие результаты получены путем локального анализа структуры и определения энергии межатомного взаимодействия по результатам моделирования чистых металлов (Al и Fe) и сплавов Al-Ni [1,2]. С размерными зависимостями $\Delta\mu$ и γ связаны очень низкие значения скоростей роста малых центров кристаллизации.



На рис. (а) показаны температурные зависимости критических размеров зародышей Al (кривая 1) и Fe (2), а температурные зависимости коэффициента поверхностного натяжения Al (кривые 1, 2) и Fe (3,4)

показаны на рис. (б). Зависимости $\gamma(T)$ (кривые 1,3) рассчитаны согласно классической формулы для размера критического зародыша. Зависимости 2,4 учитывают размерные зависимости $\Delta\mu(r)$ и $\gamma(r)$ [1,2]. Анализ данных зависимостей критических размеров зародышей от температуры с учетом размерной зависимости поверхностного натяжения позволяет определить реальные зависимости коэффициенты поверхностного натяжения (для большого кристалла) от температуры. С понижением температуры поверхностное натяжение границы кристалла с неупорядоченной фазой уменьшается, что соответствует теории Спайнена. При этом средние значения поверхностного натяжения оказывается ниже табличных значений взятых из работ Тернбалла, которые получены без учета размерной зависимости.

[1] A.M. Ovrutsky, A.S. Prokhoda/ Journal of Crystal Growth 314 (2011) 258.

[2] A.M. Ovrutsky, V.F. Bashev, A.S. Prokhoda/ Computational Materials Science 50, №6, (2011) 1937.

РАЗРУШЕНИЕ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ПОСЛЕ ЭКСПРЕСС-ИСПЫТАНИЙ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ

Д.А. Романов, Е.А. Будовских, В.Е. Громов

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк
romanov_da@physics.sibsiu.ru*

Высокая доступность, электро- и теплопроводность меди делают ее незаменимым материалом для электрических контактов переключателей. В условиях эксплуатации медные электрические контакты испытывают электроэрозионное разрушение. Это является существенным недостатком меди. Известно, что повысить электроэрозионную стойкость позволяет нанесение покрытий систем W-Cu, Mo-Cu, Ti-B-Cu. Ранее такие покрытия были сформированы на образцах электротехнической меди методом электровзрывного напыления. Цель настоящей работы заключалась в изучении влияния эксплуатационных факторов на эволюцию их структуры после экспресс-испытаний функциональных свойств.

Покрытия систем W-Cu, Mo-Cu, Ti-B-Cu с композиционной наполненной структурой наносили на образцы из электротехнической меди М1 в соответствии размерам контактов электромагнитных пускателей марки ПМА 4100. Испытания на коммутационную износостойкость в режиме АС-4 проводили на испытательном комплексе ООО «ЗЭТА» (г. Кемерово) при токе коммутирования 378 А и $\cos\varphi = 0,35$. Число циклов включений-отключений до полного разрушения в случае покрытий системы составило 5825, 8047 и 4125 для систем Ti-B-Cu, Mo-Cu и W-Cu соответственно.

В исходном состоянии структура покрытий систем W-Cu, Mo-Cu представляет собой медную матрицу с глобулярными включениями вольфрама или молибдена с размерами порядка 10 мкм. Покрытия системы Ti-B-Cu содержат бориды титана TiB_2 , Ti_2B , Ti_3B_4 , TiB и медь. Толщина покрытий составляет 25 мкм. Под влиянием высоких температур в процессе испытаний покрытий систем W-Cu, Mo-Cu происходит оплавление их поверхности и образование на ней грубого рельефа. При этом легкоплавкая медь испаряется и основным элементом покрытия становится вольфрам или молибден соответственно, которые образуют сплошную матрицу с включениями меди с размерами порядка нескольких микрометров. В отдельных областях происходит разрушение покрытия до материала основы.

Особенностью деградации покрытий системы Ti-B-Cu является то, что локально происходит полное изнашивание покрытия до материала основы: на поверхности меди присутствуют бориды титана. Общим для всех систем является то, что композиционная наполненная структура, образованная вольфрамом и медью, молибденом и медью, боридами титана и медью, способствует сохранению плоской формы поверхности контакта. По-видимому, роль тугоплавкого компонента сводится к уменьшению испарения меди в процессе работы.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.1154) и грантом РФФИ (проект № 10-07-00172-а).

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ СТАЛЕЙ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, Н.Н. Озерец, А.В. Левина

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России
Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, mla44@mail.ru*

В связи с миниатюризацией изделий в промышленности возникла необходимость получения проволоки тонких и тончайших сечений. Широко применяемые в промышленности стали аустенитного класса 12Х18Н10Т не обладают достаточной пластичностью для получения проволоки тонких сечений, что привело к созданию новых коррозионностойких материалов, выгодно отличающихся не только большей прочностью, но и лучшей технологичностью. Разработана практически безуглеродистая сталь на Fe-Cr-Ni-основе, дополнительно легированная Mo, Ti, Al и Co. Такая база легирования является одной из предпосылок высокой пластичности и технологичности исследуемой стали в закаленном состоянии. Поскольку закалка в качестве исходной или промежуточной обработок, холодная пластическая деформация волочением и последующее старение входят в технологический процесс изготовления высокопрочной проволоки, то представлялось целесообразным изучить формирование структуры, фазового состава и изменения механических свойств на указанных промежуточных и заключительных этапах.

Микроструктура закаленной стали – обычная для аустенитных сталей, содержит зерна полиэдрической формы с большим числом двойников отжига. Механические свойства стали 03Х14Н11К5М2ЮТ после закалки следующие: $\sigma_B = 540$ МПа; $\sigma_{0,2} = 245$ МПа; $\psi = 83$ %; $\delta = 63$ %. В закаленной стали аустенит отличается невысоким пересыщением, в результате чего старение закаленных образцов исследуемой стали вызывает слабый эффект дисперсионного твердения. Поэтому проводить старение на закаленных сталях нецелесообразно. Наличие деформационно-метастабильного аустенита, протекание мартенситных превращений и *trip*-эффекта позволило проводить холодную пластическую деформацию с чрезвычайно высокими степенями обжатия ($\epsilon = 2,32; 3,20; 5$) и получать в структуре нанокристаллическое состояние. Исследуемая сталь после закалки с 1000°C была протянута с диаметров 14; 8; 7; 3 на диаметры 2,7; 0,8; 0,5; 0,15 мм, соответственно без промежуточных смягчающих обработок. Прочностные свойства проволоки составили: диаметр 2,7 мм – $\sigma_B = 1450$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1380$ МПа; диаметр 0,8-0,5 мм – $\sigma_B = 2150$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1400$ МПа, $\delta \approx 2$ %; диаметр 0,15 мм – $\sigma_B = 2150$ МПа, $R_{uzl} \approx 50$ %. Таким образом, ИПД волочением повышает прочностные свойства более чем в 4 раза, при этом количество мартенсита деформации составляло ~ 80 -90 %.

Использование столь высоких суммарных степеней обжатия позволило получить не только высокопрочное состояние на проволоке, но и способствовало достижению наноструктурного состояния и существенному сокращению числа промежуточных термических обработок при производстве проволоки, что существенно снизило ее себестоимость.

Работа выполнена в рамках целевой программы (тема № 2243), рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (темы № 62261, № 62265).

ГЕОМЕТРИЯ ТОЧЕЧНОЙ ЗАКАЛКИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА ПО МЕТОДУ УЗОРА СЕРПИНСКОГО

А.М. Гурин

*Физико технический институт низких температур НАН Украины, г.Харьков,
alexgu@ua.ru*

Обратимся к методу обработки поверхности металла с помощью «точечных» механических или лазерных воздействий на ее поверхность. При правильном подборе технологических параметров воздействия на поверхность металла, происходят локальные изменения структуры, которые могут быть интерпретированы как мгновенные локальные плавления металла с последующей закалкой структуры расположения атомов, сохраняющей структуру расплава. Иногда называют этот метод – методом поверхностной аморфизации структуры металла.

Механическое точечное воздействие на поверхность металла происходит так, что точность расположения контактов ударника с поверхностью металла несоизмерима с размером области «точечной» аморфизации. Это обстоятельство затрудняет моделирование процесса аморфизации. При лазерной точечной аморфизации корреляционная функция воздействия на металл луча лазера позволяет говорить о достаточной адекватности термина «точечная» закалка или аморфизация. Кроме того, искривленности обрабатываемой поверхности в виде положительной или отрицательной кривизны поверхности, говорят о различной плотности вакансий в структуре металла вблизи поверхности. Следовательно, кривизна ведет к различным способностям к аморфизации. Поэтому равномерную закалку сложных поверхностей удобнее выполнять с помощью лазерных, корректируемых, согласно характеристике точек приложения, воздействий.

Вторым критерием в правильной точечной закалке поверхности является оптимальное распределение точек поверхности в технологической последовательности их закалки.

Основной результат. Мы разработали и обосновали преимущества, применения специальной геометрической закономерности выбора последовательности координат точек в технологическом процессе закалки, позволяющей получать как хаотичные узоры точек закалки, так и предписанные заранее узоры закалки. Например, по алгоритму построения ковра Серпинского или по алгоритму узора Леммлейна. Программа управления выбором последовательности точек исключает варианты закалки в двух соседних по координатам и времени точках технологического процесса.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СТРУКТУРНОГО И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПРУТКАХ ПРУЖИННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.

А.М. Покровский¹, Ю.В. Ронжина², В.М. Федин², А.И. Борц²

¹МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва, *atpokr@mail.ru*

²ОАО «ВНИИЖТ», г. Москва, *j.u.l.i.a.r@mail.ru*

Эксплуатация упругих элементов железнодорожного транспорта осуществляется в высокопрочном состоянии.

В результате упрочняющей термической обработки, включающей в себя процессы нагрева изделия и интенсивного его охлаждения в воде, происходит формирование механических напряжений, от благоприятной эпюры которых напрямую зависит качественная и долговечная работа детали при эксплуатации. Эти напряжения связаны, в первую очередь, с большими градиентами температур, а также с изменением удельных объемов фаз при $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращении, сопровождающем закалку.

По этой причине существует техническая проблема получения высокопрочного состояния закаленной детали при наличии растягивающих самоуравновешенных напряжений, возникающих в процессе закалки (временные напряжения) и после закалки (остаточные напряжения) и способных привести к возникновению и росту трещин с последующим разрушением детали.

В связи с этим, целью данной работы являлось моделирование процессов термической обработки упругих элементов железнодорожного транспорта, которое строится на решении трех задач: задачи нелинейной нестационарной теплопроводности, моделирования формирования структурных превращений и собственно вычисления величины напряжений путем решения упругопластической задачи, с учетом реологических свойств исследуемой стали.

Работа была проведена для сталей марок 60С2А и 55ПП, применяемых в качестве металла для производства упругих элементов железнодорожного транспорта.

В исследовании применен шаговый метод расчета, при котором имелась возможность на каждом шаге по времени решать задачу по определению температуры, структуры и величины напряжений, независимо друг от друга.

При этом на произвольном временном шаге сначала решали задачу теплопроводности с теплофизическими характеристиками, соответствующими температуре и структуре на предыдущем шаге. Полученное температурно-структурное состояние на данном шаге являлось исходным для определения величины напряжений.

Решение всех трех задач построено на применении метода конечных элементов и оформлено в виде компьютерной программы, алгоритм решения которой представлен в работе.

Результаты работы показали хорошую согласованность выбранного метода моделирования с результатами проведенного ранее рентгеноспектрального анализа остаточных напряжений методом $\sin^2\psi$.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА NiP ПОКРЫТИЙ

И.Р. Асланян, Л.Ш. Шустер

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
as-irina@rambler.ru*

Никель-фосфорные покрытия имеют широкое распространение в машиностроении. Например, таким путем улучшают качество поверхности пресс-форм и наносят прочное покрытие на изношенные или неполномерные при изготовлении детали. Для повышения стойкости никелевых покрытий в их состав вводят мелкодисперсные частицы, например, карбиды. В данной работе представлены исследования структурных и фазовых превращений, проходящих после термической обработки в NiP и композиционных NiP-SiC покрытиях, а также показано влияние термической обработки на трибологические характеристики покрытий.

При электролитическом осаждении NiP покрытий образуется аморфная структура. После термической обработки при температуре 420 °С в структуре NiP и композиционных NiP-SiC покрытий происходят значительные изменения: в матрице происходит выделение кристаллической фазы Ni₃P. При повышении температуры происходит выделение фосфора по границам зерен, что способствует образованию зон, обогащенных фосфором. Выделение фазы Ni₃P происходит в зонах, содержащих фосфор в количестве, превышающем эвтектическую концентрацию 11 вес. %. Фаза Ni₃P, главным образом, располагается по границам зерен, благодаря диффузионным процессам, причем, энергия активации диффузионного процесса сопоставима с энергией активации, затрачиваемой при самодиффузии чистого никеля. При температуре 420 °С атомы никеля легко мигрируют из зоны, обогащенной фосфором, вступают с ним во взаимодействие и образуют фазу Ni₃P. Введение карбидов кремния не оказывает заметного влияния на изменения, происходящие в матрице NiP, при проведении термической обработки.

Трибологические испытания NiP и композиционных NiP-SiC покрытий при трении скольжения показали зависимость коэффициента трения и интенсивности изнашивания от наличия карбидов кремния и кристаллической фазы Ni₃P, выделившейся в процессе отжига образцов. Установлено, что термообработка уменьшает, а повышение концентрации добавок SiC увеличивает коэффициент трения покрытий.

Независимо от термической обработки и наличия SiC добавок изнашивание исследованных покрытий имеет абразивно-окислительный характер. Карбиды кремния, хотя и увеличивают твердость композиционных NiP-SiC покрытий, но препятствуют сцеплению оксидных пленок на поверхности трения. Это обстоятельство, а также растрескивание матрицы NiP вокруг карбидов кремния при термообработке, которое способствует вырыванию частиц SiC при трении, не приводят к существенному уменьшению изнашивания композиционных NiP-SiC покрытий.

Термическая обработка увеличивает твердость покрытий за счет выделения кристаллической фазы Ni₃P, что снижает интенсивность изнашивания покрытий.

ОЦЕНКА ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ И ТЕМПЕРАТУРЫ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА СТАЛЕЙ ТИПА 05Г2СМБ ПО ПАРАМЕТРАМ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОМУ СОСТАВУ

В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, Н.В. Лежнин

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, sob288@mail.ru

Методами металлографического и электронно-микроскопического исследования структуры найдены характеристики матрицы (размер ферритного зерна, плотность дислокаций, доля упрочняющей структурной составляющей (бейнита-мартенсита)) и частиц вторых фаз, ответственные за формирование комплекса механических свойств (σ_T , KCV, температура вязко-хрупкого перехода).

Установлено, что:

- среди различных компонентов упрочнения наибольший вклад (54-57%) в предел текучести исследованных сталей вносит зернограничное упрочнение – $\Delta\sigma_z \sim 400$ МПа;

- значимыми так же являются дислокационное и дисперсионное упрочнение, которые близки по абсолютной величине, $\Delta\sigma_d \sim 100$ МПа (14-15%), $\Delta\sigma_{д.у.}$ 75-108 МПа (11-15%); путем изменения технологии производства листа можно влиять на величину обеих компонентов, тогда как на величину $\Delta\sigma_{д.у.}$ так же влияет легирование стали V, Nb и Cu;

В результате оценки температуры вязко-хрупкого перехода по структурным факторам найдены коэффициенты охрупчивания под действием дислокационного и дисперсионного упрочнения, а так же интенсивность благоприятного влияния на температуру вязко-хрупкого перехода зернограничного упрочнения.

АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ И ПЕРСПЕКТИВЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ

Е.Л. Гюлиханданов, В.М. Голод, В.А. Кархин, О.В. Никифорова

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
e-mail: oksanaspb@mail.ru*

Приводится анализ многолетнего цикла работ в области моделирования процессов термической обработки сталей, основанных на решении задач тепло-массопереноса. Несмотря на различие в кинетике диффузионных процессов при химико-термической обработке, задачи по распределению химических элементов в поверхностном слое решаются достаточно удачно при наличии контроля газовой фазы и ряда количественных параметров, отражающих скорость химической реакции на поверхности и диффузию – как в одно- или двухфазной областях, так и в присутствии "стоков". При этом важное значение имеет наличие изотермических и политермических диаграмм состояния бинарных, тройных и многокомпонентных систем с участием диффундирующих элементов (углерод, азот, кислород, бор, хром, алюминий и др.). При собственно термической обработке вследствие сложности моделирования фазовых превращений задачи редуцируются в основном в направлении решения прикладных вопросов прогноза конечной структуры после отжига и закалки, в частности сталей, исходя из экспериментальных термокинетических диаграмм состояния переохлажденного аустенита с наложением температурных полей по сечению изделий.

Проведенный анализ возможности достаточно тонкого анализа прокаливаемости показал невозможность использования литературных данных из-за их расхождения, большое влияние также оказывают характеристики среды закалки. В связи с этим для конкретных практических нужд необходимо переходить к решению "обратных" задач, основанных на тщательно полученных экспериментальных данных, позволяющих найти все необходимые количественные параметры для модели. Такая конкретная разработка приводится применительно к крупногабаритным стальным изделиям сложной формы с прогнозом структуры по сечению после закалки.

Попытки моделирования процессов старения и их аналогов показали также необходимость наличия первоначальных экспериментальных данных, которые дают возможность "подгонки" количественных параметров модели. Интересные результаты были получены при расчетах кинетики кристаллизации аморфных сплавов системы железо-бор. Процесс является аналогом старения, т.к. отличается тем, что образование нанокристаллитов размерами 5-10 нм связано с "обезбориванием" локальных участков.

Наиболее интересными из-за своей сложности являются задачи компьютерного моделирования деформационно-термической обработки, где сопряжен весь арсенал протекающих процессов структурообразования. в трех фазовых областях под воздействием одновременно деформации и температуры.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОВЕРДСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ

Л.П. Башенко, И.Т. Ефименко, С.В. Карпий, А.В. Ионина, Е.А. Будовских,
Ю.Ф. Иванов*, В.Е. Громов

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

**Учреждение Российской академии наук «Институт сильноточной
электроники Сибирского отделения РАН», г. Томск, yufi55@mail.ru*

В последние годы получили развитие исследования в области упрочнения поверхности с использованием импульсных плазменных струй. Одним из таких способов поверхностного упрочнения является электровзрывное легирование (ЭВЛ), которое осуществляется путем воздействия на поверхность импульсных многофазных плазменных струй продуктов электрического взрыва проводников. Дополнительное повышение качества поверхности после ЭВЛ может быть достигнуто путем ее электронно-пучковой обработки (ЭПО) с использованием импульсно-периодических источников с плазменным катодом. ЭВЛ и ЭПО хорошо сочетаются друг с другом по таким параметрам как поглощаемая плотность мощности (порядка 10^5 – 10^6 Вт/см²), время импульса (10^{-5} – 10^{-4} с), площадь (до 10 см²) и глубина (порядка 10 мкм) зоны упрочнения. В настоящей работе методами световой и сканирующей электронной микроскопии и измерения микротвердости изучены особенности формирования структурно-фазовых состояний поверхностных слоев технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутых электровзрывному науглероживанию и последующей ЭПО на установке «Соло» в различных режимах.

Легирование осуществляли электровзрывом углеграфитовых волокон, состоящих из отдельных микрофибрилл и обладающих большой площадью внутренней поверхности. Они хорошо смачиваются расплавом титана, поэтому легко проникают в зону легирования и под действием конвективных потоков равномерно распределяются по всей ее глубине вплоть до границы с основой. При последующей ЭПО изменяли поглощаемую плотность мощности, время и число импульсов. Исследования показали, что ЭПО уменьшает шероховатость поверхности, обусловленную влиянием на расплав неоднородного давления импульсной плазменной струи и ее многофазной структуры. Комбинированная обработка приводят к формированию градиентных поверхностных слоев толщиной до 100–120 мкм с повышенными значениями микротвердости. Вблизи поверхности в слое толщиной 30–40 мкм микротвердость достигает 2400–2800 HV. Упрочнение при ЭПО является вследствие растворения частиц углеграфитовых волокон и увеличения содержания карбида титана, который вблизи поверхности является основной фазой. В глубине частицы углеграфитовых волокон растворяются не полностью. Там формируется структура, включающая помимо графита дендриты карбида титана и твердый раствор углерода в титане. Микротвердость в глубине изменяется в пределах 1000–1500 HV.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантом РФФИ № 11-02-91150-ГФЕН_а.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ

Е.С. Ващук, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов*, В.Е. Громов

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,

г. Новокузнецк, budovskih_ea@physics.sibsiu.ru,

**Учреждение Российской академии наук «Институт сильноточной
электроники Сибирского отделения РАН», г. Томск, yufi55@mail.ru*

В последние годы разрабатывается новый способ поверхностного упрочнения металлов и сплавов, включающий электровзрывное легирование и последующую электронно-пучковую обработку. Электровзрывное легирование (ЭВЛ) – это способ модификации структурно-фазовых состояний поверхностных слоев металлов и сплавов, суть которого заключается в электрическом взрыве проводника и насыщении расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой. Дополнительное повышение качества поверхности после ЭВЛ может быть достигнуто путем ее электронно-пучковой обработки (ЭПО). Целью данной работы явилось исследование структуры поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки. Сканирующая электронная микроскопия поверхности после электровзрывного боромеднения показала, что ЭПО сопровождается повсеместным ее плавлением. Высокоскоростная кристаллизация расплава приводит к формированию дендритной структуры с осями первого и второго порядка на поверхности. На поверхности облучения образца формируются микротрещины, делящие поверхность на фрагменты величиной от 100 до 200 мкм. Средний размер фрагментов увеличивается с увеличением количества импульсов ЭПО. Однако, величина раскрытия микротрещин увеличивается и тем самым увеличивается глубина микротрещин, что обусловлено снижением скорости охлаждения поверхности облучения при увеличении количества импульсов. Изменение значения q_e не влияет на средние размеры фрагментов поверхности. Трещины преимущественно образуются вдоль границ зерен, также имеется транскристаллитное разрушение. Можно отметить, что с увеличением q_e снижается количество и размеры остатков капельной фракции. Это связано с тем что увеличение q_e сопровождается более значительным переплавом поверхности. В близко расположенных друг от друга областях дендриты имеют различные направления роста и разные значения междендритного параметра. Увеличение q_e сопровождается ростом средних значений расстояний между ветвями первого порядка: они составляют 0,50, 0,66 и 1,00 мкм при $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп. и q_e , равных 2,0, 2,5 и 3,0 ГВт/м², соответственно. Скорость охлаждения ν равна $1,6 \cdot 10^5$, $0,9 \cdot 10^5$ и $0,4 \cdot 10^5$ К/с. Сопоставляя значения скорости охлаждения, можно отметить что при увеличении q_e наблюдается снижение ν . Однако, с другой стороны, при увеличении q_e увеличивается градиент температуры по глубине, и следовательно, ν должна возрасть. Это противоречие можно объяснить тем, что на параметры дендритов влияет и химический состав сплава. По-видимому, в данном случае значения междендритных параметров заметно отличающиеся в соседних областях обусловлены химической неоднородностью зоны легирования.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракты №№ 14.740.11.0693).

ТЕКСТУРОВАННЫЕ ПОДЛОЖКИ ИЗ СПЛАВОВ Ni-Re ДЛЯ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ КАБЕЛЕЙ ВТОРОГО ПОКОЛЕНИЯ

Д.П. Родионов, И.В. Гервасьева, Ю.В. Хлебникова

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург,

Yulia_kh@imp.uran.ru

Текстурированная подложка служит основой для эпитаксиального нанесения на нее буферных и высокотемпературного сверхпроводящего (ВТСП) слоев с целью получения в готовом ленточном сверхпроводящем композите высоких значений критического тока. Готовая многослойная лента может быть использована для передачи электроэнергии с наименьшими потерями, создания сильных магнитных полей в безгелиевых ВТСП соленоидах, для проектирования экономичных, с улучшенными массогабаритными характеристиками изделий для электроэнергетики и других отраслей экономики.

Основной характеристикой ленточных многослойных ВТСП является величина критического тока, которая зависит от остроты кристаллографической текстуры в материале сверхпроводника, наследуемой от кубической текстуры металлической подложки. Другим фактором, влияющим на величину критического тока, является магнитное состояние материала подложки. Чем меньше магнитная проницаемость подложки, тем больше критический ток. Кроме того, для производства длинных лент в промышленности необходимо иметь достаточно высокие прочностные свойства несущей металлической ленты.

Наиболее часто в качестве текстурированной металлической подложки используют бинарные сплавы никеля с ГЦК-решеткой. Нами исследован ряд сплавов никеля с различным содержанием рения (в ат.%): Ni–1.1 Re, Ni–2.3 Re, Ni–4.1 Re. Наилучшие результаты получены на сплаве с максимальным содержанием рения. Объемная доля кубических зерен в структуре сплава Ni_{95.9}Re_{4.1} составляет $\geq 90\%$, рассеяние кубической текстуры после отжига, оцененное по полуширине линии {200}, составляет вдоль направления прокатки 5.7° и в поперечном направлении 6.3°.

Предел текучести ($\sigma_{0.2}$) ленты из сплава Ni_{95.9}Re_{4.1} толщиной 100 мкм после отжига 1000°C, 1 ч составляет 146 МПа (для сравнения в ленте из чистого никеля, отожженной в тех же условиях предел текучести составляет ~25 МПа). Температура Кюри сплава с 4.1 ат.% рения 416 К, что существенно ниже, чем в чистом никеле (628 К).

Полученные результаты дают основание считать, что лента из сплава Ni_{95.9}Re_{4.1} обладает необходимым комплексом свойств для использования ее в качестве эпитаксиальной подложки.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта УрО РАН_ОФИ № 11-2-12-ДМУ.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛА ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ СПЛАВА Э110

С.А. Никулин¹, В.А. Котрехов², А.Б. Рожнов¹, В.М. Хаткевич¹,
С.О. Рогачев¹, А.С. Заводчиков²

¹*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, nikulin@misis.ru*

²*ОАО «Чепецкий механический завод», г. Глазов*

В работе исследовано влияние степени холодной деформации при радиальной ковке на механические свойства и характер разрушения трубной заготовки из циркониевого сплава Э110. Проведены исследования структуры образцов с разной степенью холодной деформации (ПЭМ), проведены испытания на одноосное растяжение и анализ изломов (СЭМ).

Анализ структуры показал, что радиальная ковка заготовок из сплава Э110 формирует полосчатую микроструктуру, ориентированную вдоль осевого направления трубной заготовки. Полученные электронограммы свидетельствуют о том, что наблюдаемые вытянутые структурные элементы являются субзёрнами α -Zr.

Радиальная ковка приводит к значительному упрочнению материала, причем с увеличением степени холодной деформации для продольных образцов, вырезанных из трубной заготовки, возрастает как предел прочности, так и относительное удлинение. Для продольных образцов предел прочности увеличивается с 710 до 780 МПа при увеличении степени деформации с 30 до 70 %, при увеличении относительного удлинения с 15 до 18 %. В поперечных образцах отмечена более низкая пластичность по сравнению с продольными образцами (относительное удлинение в 1,9 – 2,4 раза меньше) и прочность (предел прочности в $\sim 1,1$ раза меньше), что связано с влиянием текстуры и микроструктуры.

Полученные изломы, как продольных, так и поперечных образцов относятся к классу изломов типа «конус-чашка», при этом для поперечных образцов характерна высокая степень анизотропии. Зона донной трещины поперечных образцов, имеющая мелкоячеечное строение, резко отличается от более гладкой зоны среза, которая представляет собой поверхность без ярко выраженного рельефа с небольшим количеством ямок размером порядка 2 – 5 мкм. Изломы продольных образцов характеризуются полностью вязким мелкоячеечным строением.

Применение радиальнойковки в диапазоне степеней деформации 30 – 70 % не приводит к трещинообразованию в образцах всех типов, и материал сохраняет достаточную технологическую пластичность. Однако при увеличении степени деформации с 60 до 70 % начинает сильно возрастать степень анизотропии в поперечных образцах, что выражается в увеличении отношения большего диаметра шейки к меньшему. Дальнейшее повышение степени деформации может приводить к разрушению материала непосредственно при радиальной ковке, и деформация свыше 70 % трубной заготовки из сплава Э110 нецелесообразна.

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ДИНАМИЧЕСКОМ МЕХАНИЧЕСКОМ АНАЛИЗАТОРЕ

С.А. Никулин¹, В.А. Маркелов², А.Ю. Гусев², А.Б. Рожнов¹, Т.А. Нечайкина¹,
М.Ю. Задорожный¹, С.О. Рогачев¹

¹ НИТУ «МИСЦ», г. Москва, nikulin@misis.ru,

² ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», г. Москва

Развитие атомной энергетики России включает в качестве одного из основных направлений создание АЭС с реакторами повышенной мощности с более длительными кампаниями твэлов и более высоким выгоранием топлива, а также с режимами работы с маневрированием мощности. При маневрировании мощностью реактора в оболочках твэлов могут проявляться усталостные явления, другой причиной усталостных нагрузок может быть возможная вибрация ТВЭЛов. В настоящее время усталостные свойства Zr-сплавов мало изучены, а опубликованные результаты плохо согласуются между собой. В связи с этим актуальным является разработка методик и проведение испытаний на усталостную прочность Zr-сплавов для элементов конструкции ТВС, в первую очередь, оболочек твэлов.

В данной работе разработана и опробована методика испытаний на малоцикловую усталостную прочность малогабаритных образцов оболочечных труб и тонколистовых образцов из Zr-сплавов на динамическом механическом анализаторе (ДМА) Q800.

Перед проведением испытаний на усталость из оболочечных труб вырезались продольные образцы. Процедура изготовления образцов включала несколько этапов: вырезку образцов вдоль оболочечной трубы на электроискровом станке, выпрямление сжатием на машине INSTRON 150LX (для избавления от радиуса и получения плоской пластины), отжиг в вакуумной электропечи СНВЭ-1.31/16 при высоком разряжении для исключения влияния деформации. На заключительном этапе геометрия образцов доводилась путем полировки до размеров: 30,0 x 3,0 x 0,5 мм.

Испытания на малоцикловую усталость проводились на ДМА Q800 при 25 и 350 °С по мягкой схеме нагружения (при постоянном напряжении цикла) на симметричный поперечный изгиб в одной плоскости вплоть до разрушения образцов. Частота циклов составляла 0,5 Гц. В качестве критерия сопротивляемости усталости использовалось количество циклов до разрушения образца (долговечность), при заданном постоянном уровне напряжения (ограниченный предел выносливости).

В результате проведенных испытаний были построены кривые усталости для Zr-сплавов, отличающихся содержанием кислорода, при разных температурах испытаний на усталость. После испытаний был проведен анализ изломов образцов. По результатам исследования выявлено, что повышение содержания кислорода в Zr-сплаве Э110 с 0,04 до 0,08 % вес. приводит к увеличению ограниченного предела выносливости при 25 °С на 10 – 50 %, а при 350 °С на 25 – 50 % при испытаниях продольных и поперечных образцов листа и оболочечной трубы.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА. ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СВОЙСТВ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТРУБ

Н.Г. Колбасников¹, О.Г. Зотов¹, Р.В. Сулягин², О.Е. Бодрова²

¹Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,

²ЗАО «Ижорский трубный завод», г. Колпино, ОЕ.Bodrova@itz.severstal.com

Управление свойствами трубных сталей, их стабилизация по длине и ширине проката, а также во времени остается актуальной задачей на протяжении многих лет. Для целенаправленной корректировки технологии изготовления трубных сталей и труб необходимо иметь представления о вкладе каждой из технологических операций в формирование конечных свойств трубы. Для достижения этой цели была поставлена работа, которая состояла из разработки специальных образцов, методов воспроизведения процессов контролируемой прокатки, правки, формовки, экспандирования и нанесения полимерного покрытия. Для имитации технологии изготовления толстого листа из трубной стали, формовки и экспандирования труб использовали модуль *Pocket Jaw* термомеханического комплекса *Gleeble-3800*, установленного в Санкт-Петербургском государственном политехническом университете.

По мере выполнения первых задач проявилась возможность и целесообразность исследования эффекта Баушингера и изучения влияния технологических этапов изготовления трубы на формирование ее конечных свойств. Решались задачи:

- исследование эффекта Баушингера в зависимости от степени деформации и температуры испытания;
- исследование влияния температур правки на изменение свойств штрипса;
- исследование деформаций при формовке и экспандировании на свойства трубного полуфабриката;
- исследование влияния термоцикла при нанесении полимерных покрытий на свойства в трубе.

Материалом для исследования были выбраны микролегированные трубные стали. Для проведения экспериментальной части были разработаны специальные захваты и образцы, которые не теряют устойчивости пластической деформации при многократных циклах «растяжение-сжатие». После моделирования измерялись механические свойства и изучалась микроструктура данных образцов. Тестирование свойств выполняли на комплексе *Gleeble*. Для выяснения вопроса о проявлении эффекта Баушингера в литом и деформированном состояниях обрабатываемого металла были изготовлены образцы из литого сляба и готового проката.

Моделирование контролируемой прокатки проводили в несколько этапов, имитируя черновую и чистовую прокатку. Затем, на этих же образцах была имитирована правка металла при температурах 20÷500 °С. При правке были заданы деформации, близкие к используемым на правильной машине стана 5000. Анализ полученных механических свойств образцов показал, что температура правки металла после контролируемой прокатки существенно влияет на предел текучести металла. Определены температуры правки, при которых достигается минимальное и максимальное разупрочнение.

Физическое моделирование трубного передела включало этапы формовки и экспандирования. При проведении эксперимента учитывались различия в деформациях наружных и внутренних поверхностях трубы. Получены зависимости коэффициента Баушингера и предела текучести от степени деформации для различных температур испытания.

ВЛИЯНИЕ β -ОБЛУЧЕНИЯ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦГК ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Г.В. Новиков, В.А. Федоров, А.В. Чиванов, К.О. Нестеров

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина
,г. Тамбов, e-mail: feodorov@tsu.tmb.ru*

Одним из методов исследования механических характеристик поверхности материалов является измерение их микротвердости. Известно, что при формировании дислокационной структуры розетки, возникающей под воздействием сосредоточенной нагрузки, наблюдаются все элементарные процессы, происходящие при пластической деформации: зарождение дислокаций, их движение, размножение и взаимодействие. Эти процессы, зависят от наличия и плотности различных структурных нарушений в кристалле, что влияет на размеры и форму розетки.

Цели работы: установить закономерности влияния облучения электронами на пластическую деформацию ЦГ кристаллов при локальном воздействии.

В качестве образцов использовали кристаллы LiF и NaCl, которые облучали в электронном микроскопе в условиях высокого вакуума. Флюенс и энергия β - частиц составляли - $1,2 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$, 75 кэВ соответственно. Радиационному воздействию подвергали свежевыволотые кристаллы, полученные непосредственно перед облучением. После облучения образцы подвергали испытанию на ПМТ-3, нагрузка на индентор при этом составляла 0,2 Н, 0,5 Н и 1 Н. Исследование морфологических особенностей локального деформирования кристаллов после облучения проводили на оптическом микроскопе ММР-20 и атомно-силовом микроскопе Ntegra Aura.

При облучении электронами в образце происходит распад электронных возбуждений с образованием различных точечных дефектов, таких как вакансии и центры окраски, которые взаимодействуют с имеющимися в кристалле дефектами. Кроме того, при торможении электронов в приповерхностном слое кристаллов происходит разогрев поверхности до температур порядка 500 К. В таких условиях создается благоприятная ситуация для движения дислокаций. При деформации облученных кристаллов, микротвердость всех образцов увеличивалась по отношению к исходному значению, кроме чего, замечено, что зоны локального воздействия облученных образцов отличаются от образцов не подверженных облучению. Так в кристаллах фторида лития после облучения в течение часа образуется наноразмерный слой охрупченной поверхности, характеризующийся высоким содержанием дефектов в отличие от кристаллов хлорида натрия в котором не обнаружено образование такого слоя. После индентирования с нагрузкой 0,2 Н, в местах локального воздействия видны части разрушенного слоя возле граней отпечатка и в самом отпечатке. В местах воздействия граней пирамиды на кристалл, видна серия полос деформации, представляющая собой чередующиеся выступы и впадины. В кристаллах каменной соли, так же как и во фтористом литии, наблюдали подобный рельеф.

Такие деформационные картины обусловлены тем, что кристалл каменной соли более пластичен, чем кристалл фторида лития. Из-за чего в кристаллах LiF образующийся рельеф вызывает растрескивание нанослоя, образованного на поверхности кристалла после облучения.

Часть исследований проведена 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).*

СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОРУНДА И МУЛЛИТА, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ И ТИТАНА

В.Ю. Евдокимов¹, Ю.Б. Тюткова¹, С.В. Гнидаш², Н.А. Овсянников¹,
А.С. Лысенков¹, Н.А. Аладьев¹, П.Д. Чхетиани³, В.С. Панов¹, С.М. Баринов¹

¹Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и
материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, asd313@imet.ac.ru,

²ООО «Завод технической керамики»,

³Учреждение Российской академии наук Институт машиноведения им. А.А.
Благонравова РАН, г. Москва

Высокотемпературным спеканием и горячим прессованием (ГП) получены керамические композиционные материалы (КМ) на основе корунда и муллита, содержащие упрочняющие фазы алюминидов никеля и титана.

Дисперсные частицы вводили в состав керамических матриц механическим смешением порошковой шихты. Спеканием в вакууме получены материалы на основе корунда и муллита с дисперсными частицами TiAl и Ti₃Al – при температурах до 1350°C; с дисперсными частицами NiAl и Ni₃Al – при температурах до 1450°C, соответственно. Горячим прессованием получены образцы материалов на основе Al₂O₃ и муллита с дисперсными частицами TiAl и Ti₃Al – при температурах до 1450°C; с дисперсными частицами NiAl и Ni₃Al – при температурах до 1570°C соответственно.

После высокотемпературного спекания КМ на основе Al₂O₃- NiAl имеют прочность при изгибе до 200 МПа при 20°C при содержании Ni₃Al 40 об.% в композиции Al₂O₃ - 20 об.% NiAl/Ni₃Al. Максимальная прочность при изгибе при 20°C образцов на основе Al₂O₃-TiAl составила 180 МПа при содержании Ti₃Al 40 об.% в композиции Al₂O₃-20 об.% TiAl/Ti₃Al. Величина пористости всех образцов изменялась в пределах 10-15%.

КМ на основе Al₂O₃- NiAl, полученные ГП, имеют прочность при изгибе до 20 МПа – при содержании Ni₃Al 40 об.% в композиции Al₂O₃ - 20 об.% NiAl/Ni₃Al при комнатной температуре. Композиционный материал с корундовой матрицей, содержащий частицы TiAl/Ti₃Al, имеет прочность до 380 МПа при комнатной температуре и 730 МПа при 800°C, что превышает прочность корундовой керамики в 1,5-2 раза при данной температуре. Наибольшее упрочнение достигается при содержании Ti₃Al 40 об.% в композиции Al₂O₃-(20 об.%TiAl/Ti₃Al). Величины пористости образцов данных КМ, полученных при 1360, 1400, 1450°C, составили 11, 7 и 1% соответственно.

На стандартной машине трения типа Амслер, модернизированной в ИМаш РАН, исследованы трибологические характеристики КМ Al₂O₃-20 об.%TiAl по схеме трения «колодка-ролик». Сравнивались износостойкости пар трения КМ-Ст45 (HRC50) и Ст3-Ст45. В условиях небольшой продолжительности единичных опытов, износостойкость колодки из Al₂O₃-20 об.%TiAl в среднем почти в 400 раз превосходит износостойкость колодки из стали 3. Скорость изнашивания материалов на основе корунда и муллита, упрочненных дисперсными частицами TiAl, составила 0,8 мкм/ч и 0,5 мкм/ч соответственно, т.е. данные материалы обладают повышенной износостойкостью.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРИП - СТАЛИ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНОЙ МЕХАНИКО - ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В.Ф. Терентьев¹, Л.Е. Алексеева², С.А. Кораблева¹, Д.В. Просвирнин¹,
Г.А. Филиппов²

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

²ГНЦ ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г. Москва; E – mail: fatig@mail.ru

В настоящей работе исследовали статическую и циклическую прочность трип – стали в аустенитном состоянии и после предварительной деформации в аустенитно – мартенситном состоянии. В качестве материала исследования использовалась горячекатаная пластина (подкат) из трип – стали толщиной 3 мм следующего состава: 0,213C; 0,664Si; 0,988Mn; 5,84Ni; 15,1Cr; 2,99Mo; 0,007S; 0,024Ti; 0,011Al; 0,126N₂; 0,008P; 0,007S; вес. % % (атомно – эмиссионный спектрометр тлеющего разряда GDS 850A фирмы Лесо). Механические свойства при статическом растяжении и усталостную прочность при повторном растяжении определяли на одних и тех же образцах с рабочим сечением 10x4x3 мм.. Образцы перед испытаниями нагревали при температуре 1100⁰С в течение 1 час. и охлаждали в воде (серия 1 - исходное состояние). Испытания на статическое растяжения проводились на механической 10 тонной машине Инстрон 3380, а испытания на сервогидравлической машине Инстрон 8801 с частотой 40 Гц. Испытания на усталость всех образцов проводились в условиях в условиях повторного растяжения с постоянным максимальным напряжением 550 МПа при асимметрии цикла R = 0,1. В исходном состоянии – горячий подкат стали был практически в аустенитном состоянии. Часть образцов после термической обработки предварительно деформировали на 10% при статическом растяжении и нагревали при температурах 400, 550 и 650⁰С в течении 1 ч. Были получены следующие механические свойства исследованных образцов: серия 1 (закалка) - $\sigma_{в.} = 632$ МПа, $\sigma_{0,2} = 542$ МПа, $\delta = 24,3\%$; серия 2 (закалка, деформация, нагрев 400⁰С) - $\sigma_{в.} = 762$ МПа, $\sigma_{0,2} = 870$ МПа, $\delta = 37,6\%$; серия 3 (закалка, деформация, нагрев 550⁰С) - $\sigma_{в.} = 815$ МПа, $\sigma_{0,2} = 547$ МПа, $\delta = 42,9\%$; серия 4 (закалка, деформация, нагрев 650⁰С) - $\sigma_{в.} = 865$ МПа, $\sigma_{0,2} = 495$ МПа, $\delta = 52,2\%$. Долговечность до разрушения при максимальным напряжением 550 МПа составляла соответственно 3400, 3750, 4800 и 7000 циклов соответственно. Из данных механических свойств следует, что минимальный уровень механических свойств наблюдается у исходных образцов (серия 1). Предварительная деформация и последующий нагрев в интервале температур 400⁰С – 650⁰С довольно резко повышает прочностные характеристики и относительное удлинение. С повышением температуры нагрева предел прочности и относительное удлинение возрастают. Общая закономерность повышения прочностных характеристик нарушается после нагрева при 650⁰С (серия 4). Хотя предел прочности и пластичность возрастают по сравнению с образцами серии 3 (нагрев при 550⁰С), однако условный предел текучести снижается по сравнению с образцами серии 3. Долговечность до разрушения при максимальном напряжении 550 МПа в области малоциклового усталости непрерывно возрастает с увеличением температуры нагрева, что связано с повышением пластичности и предела прочности с ростом температуры нагрева.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП СТАЛИ 23X15H5CM3Г

В.Ф. Терентьев^{1*}, Л.Е. Алексеева², С.А. Кораблева¹, Д.В. Просвирнин¹,
Г.А. Филиппов²

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

²ГНЦ ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г. Москва; E – mail: fatig@mail.ru

В настоящей работе исследовали статическую и усталостную прочность двух серий образцов трип - стали 23X15H5CM3Г (0,12 – 0,25С; 14 – 15Cr; 5Ni; 3Mo; 1Mn; 0,6Si, вес. %) из холоднокатаной ленты толщиной 0,3 мм (холодная прокатка с деформацией 40%) с метастабильным аустенитом и образцы из холоднокатаной ленты толщиной 0,8 мм (0,191С; 14,3Cr; 5,77N; 2,60Mo; 0,398Mn; 0,425Si; 0,012Ti; 0,004Al; 0,005S; 0,020P; вес. %). В исходном (после холодной прокатки) структура стали является двухфазой: аустенит + мартенсит деформации.

Механические свойства при статическом растяжении определяли на механической 10 – тонной машине Instron 3380, а испытания на усталость проводили на установке Instron Electropuls Е 3000 в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла 100 МПа и частотой нагружения 30 Гц. Для проведения как статических, так и усталостных испытаний использовались одни и те же образцы с длиной рабочей части 10 мм, а шириной 4 мм. В исходном (после холодной прокатки) состоянии структура трип - стали состояла из $\sim 60 \pm 5$ аустенита и $\sim 40 \pm 5$ мартенсита деформации. В результате прокатки сформировалась структура с вытянутыми вдоль прокатки зернами аустенитной фазы γ протяженностью до 100 мкм и темными участками мартенсита деформации α' . В аустенитной составляющей структуры остаточные напряжения сжатия составляли – 460 МПа, а в мартенсите деформации остаточные напряжения растяжения – +510 МПа. Были получены следующие механические свойства исследованных образцов: серия 1 (толщина 0,3 мм) – $\sigma_{в,} = 1750$ МПа, $\sigma_{0,2} = 894$ МПа, $\delta = 21,6\%$; серия 2 (толщина 0,3 мм) – $\sigma_{в,} = 1687$ МПа, $\sigma_{0,2} = 870$ МПа, $\delta = 9,92\%$; серия 3 (толщина 0,8 мм) – $\sigma_{в,} = 1000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 450$ МПа, $\delta = 10\%$; Кривые усталости исследованных образцов представлены на рис. 1 (номера на рисунке соответствуют номерам серий).



Видно, что максимальная циклическая прочность наблюдается у трип – стали с более высокими прочностными механическими свойствами (~ 750 МПа).

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА РАВНОМЕРНОСТЬ ТОЛЩИНЫ ХОЛОДНОКАТАНОГО ЛИСТА ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МНОГОФАЗНЫХ СТАЛЕЙ

Л.М. Капуткина¹, А.В. Мармулев^{1,2}, Е. И. Поляк³, Г.Эрман²,

¹ НИТУ «МИСиС», г. Москва,

² Исследовательский центр АрселорМиттал, Франция

E-mail: artem.marmulev@arcelormittal.com,

³ Исследовательский центр АрселорМиттал, США

Разработка высокопрочных многофазных сталей (ВМФС) для автомобильного листа и рост их производства сопровождается ужесточением норм и стандартов качества, включая требования к форме и геометрическим размерам конечной продукции. Одной из сложностей при выполнении этих требований является макроскопическое отклонение толщины холоднокатаных полос сверх допустимой, т.е. появление так называемого дефекта разнотолщинности холоднокатаных полос (ДРХП), приводящее к значительному снижению выхода годного готовой продукции. В работе установлено, что условия для возникновения ДРХП возникают на стадии горячей прокатки на НШПС, несмотря на то, что никаких отклонений толщины собственно горячекатаных полос не наблюдается. С использованием статистического анализа данных промышленной горячей прокатки показано, что наличие ДРХП и его величина зависят от температур конца прокатки и смотки, скорости прокатки и условий охлаждения на отводящем рольганге НШПС. Все эти факторы влияют на характер и кинетику фазового превращения аустенита как непосредственно на отводящем рольганге, так в смотанном рулоне, что подтверждается тепловизионными измерениями, выявившими неравномерность охлаждения горячекатаных рулонов. Компьютерное моделирование показало, что неравномерность охлаждения возникает как по длине, так и по ширине полосы. Испытания на растяжение промышленных образцов, отобранных из различных частей горячекатаных рулонов, подтвердили неравномерность механических свойств, которая и приводит к образованию ДРХП. Кроме того, обнаружено, что и химический состав стали и разброс концентраций легирующих элементов также оказывают влияние на возникновение и величину ДРХП. Таким образом, предотвращение этого дефекта при холодной прокатке ВМФС или по крайней мере уменьшение его интенсивности требует как тщательной настройки режимов горячей прокатки в линии НШПС, так и точного регулирования химического состава стали при выплавке.

ВЛИЯНИЕ ПРОЧНОСТИ СТАЛЕЙ НА ЗАМЕДЛЕННОЕ ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ

В.Г. Ханжин, С.А. Никулин, В.Ю. Турилина, В.А. Белов, С.О. Рогачев

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
г. Москва, nikulin@misis.ru*

Разрушение при водородном охрупчивании сталей и сплавов под напряжением, несмотря на многолетние исследования во всем мире, до сих пор является важной проблемной задачей технологии металлов. Это актуально, например, при разработке новых высокопрочных сталей с целью уменьшения материалоемкости конструкций и при прогнозе степени деградации механических свойств при длительной эксплуатации ответственных конструкций.

При исследовании разрушения сталей под воздействием внешней среды, в том числе и водорода, необходимо выделить структурных факторов, определяющих чувствительность металла к замедленному разрушению. Известен ряд механизмов водородного охрупчивания, которые могут быть прямо связаны с механизмами упрочнения металла.

В работе проведена сравнительная оценка сопротивления водородному охрупчиванию конструкционных термоулучшаемых сталей, в которых за счет разницы в содержании карбидообразующих элементов создавались состояния с разной прочностью. Оценка проводилась по наблюдению методом акустической эмиссии (АЭ) развития очагов разрушения при растяжении наводороженных образцов, металлографии, количественному анализу поверхности разрушения и анализу диаграмм деформации при испытаниях на растяжение с гальваническим наводороживанием металла.

Для сравнительных оценок поглощения водорода в работе использована методика прямого наблюдения выделения водорода из металла в слой глицерина после гальванического наводороживания образца.

Степень водородного охрупчивания оценивали по изменению в сравнении с исходным состоянием значений равномерной деформации ϵ_r и деформации до разрушения ϵ_f образцов, измеряемых по диаграмме «напряжение-деформация» после выдержки при постоянной нагрузке, но с разным временем насыщения водородом.

Показано, что сталь, имеющая более низкую прочность, обладает бóльшим сопротивлением зарождению и распространению трещины при воздействии водорода по сравнению с более прочной сталью. Измерения АЭ и фрактографии показали, что главной причиной этого является образование и развитие трещин на поверхности образца уже при наводороживании под нагрузкой. Измерения АЭ позволяют оценить время зарождения таких трещин (инкубационный период) и проследить кинетику развития очага разрушения при последующем растяжении образцов.

СОДЕРЖАНИЕ

	стр
Пленарная секция	
СТРУКТУРА РЕЕЧНОГО МАРТЕНСИТА И КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ <u>Л.М. Клейнер</u> , С.К. Гребеньков, Д.М. Ларинин	5
ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПРОКАТА БОЛЬШИХ ТОЛЩИН ДЛЯ УНИКАЛЬНЫХ СООРУЖЕНИЙ, УПРОЧНЕННОГО ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ В ПОТОКЕ СТАНА <u>П.Д. Одесский</u> , А.А. Егорова	6
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, <u>И.Л. Яковлева</u> , С.Ю. Ключева	7
ОЦЕНКА РЕСУРСА УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ В РАМКАХ СИММЕТРИЧНОЙ МОДЕЛИ КРЕСТООБРАЗНОГО СОЧЛЕНЕНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ <u>М.П. Кашенко</u> , С.В. Коновалов, В.Г. Чащина	8
СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЛИТОЙ Cr-Ni-Mn-Mo АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ. <u>М.В. Костина</u> ¹ , С.О. Мурадян ¹ , М.С. Хадыев ² , В.В. Немов ¹	9
МИКРОДВОЙНИКОВАНИЕ КАК ОБЩИЙ МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНОГО И ПЕРЛИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ В. С. Крапошин	10
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ Ю.Р. Колобов	11
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ДЛЯ ТЕХНИЧЕСКИХ И МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ В.Г. Пушин	12
9. ФИЗИЧЕСКОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ВТМО СТАЛИ <u>Г.Е. Коджаспиров</u> , А.И. Рудской, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов	13
Секция 1	
ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ И УПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЕМ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НАГРУЖЕНИИ В ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОГО УРОВНЯ СВОЙСТВ Л.С. Малинов	17

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУР РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В АУСТЕНИТЕ ПРИ СОВМЕЩЕННОЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ (ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ) ОБРАБОТКЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ	18
И.Н. Куницкая, Я.И. Спектор, В. Е. Олышанецкий, Ю.В. Артамонов	
ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАННОГО АУСТЕНИТА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И МАГНИТНОЙ ОБРАБОТКЕ	19
<u>Ю. В. Калетина</u> , Е. А. Фокина	
ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ВДОЛЬ ГРАНИЦ ВКЛЮЧЕНИЕ-МАТРИЦА СТАЛИ ПРИ РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ ТЕРМО-ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	20
С.И. Губенко	
ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК В МАКРОЭЛАСТИЧЕСКОЙ ОБЛАСТИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ НЕСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА И α-МАРТЕНСИТА ОХЛАЖДЕНИЯ.	21
<u>Л.Е.Алексеева</u> , В.Ф.Терентьев, Г.А.Филиппов, М.Н.Панкова, А.А.Буржанов, С.А.Кораблева, М.П.Галкин	
ОБЪЕМНОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА ТЕРМИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ	22
<u>И.В. Ряпосов</u> , Л.М. Клейнер, А.А. Шацов	
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ОДНООСНОЙ И МНОГООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	23
<u>А.К. Гук</u> , Г. Гольдхан, Р. Кавалла	
ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 110Г13 ПРИ ТЕПЛОМ КРУЧЕНИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА И ПОСЛЕДУЮЩИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГАХ	24
<u>М.С. Тулеева</u> , Г.Г. Захарова, Е.В. Мельников, Е.Г. Астафурова	
СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ИНТЕНСИВНОЙ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	25
В.В. Столяров	
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ ДИНАМИЧЕСКИМ КАНАЛЬНО-УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ	26
<u>И. В. Хомская</u> , В. И Зельдович, Е.В. Шорохов, Н.Ю. Фролова, А. Э. Хейфец	
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ, ПРОЧНОСТЬ И	27

ПЛАСТИЧНОСТЬ ТИТАНА С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, СФОРМИРОВАННОЙ ПРИ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ Е.Ф. Дударев, А.Н. Табаченко, <u>О.А. Кашин</u> , Н.Г. Гирсова, А.Б. Скосырский, Г.П. Бакач, А.И. Лотков, Г.П. Почивалова, М.Ф. Жоровков	
ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ТРЕНИЯ И ИЗНАШИВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С.В. Чертовских	28
РЕАЛИЗАЦИЯ ПРЕДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ С ПОМОЩЬЮ ИНЖЕНЕРИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАНОКРИСТАЛЛОВ <u>Н.А. Шурыгина</u> , А.М. Глезер, И.Е. Пермякова, Е.Н. Блинова, С.А. Фирстов	29
СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ ХОЛОДНОКАТАНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ. <u>Р.Р. Ильясов</u> , Е.В. Автократова, И.Ш. Валеев, О.Ш. Ситдилов	30
СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПРОКАТКОЙ <u>О. Э. Мухаметдинова</u> , Е. В. Автократова, О. Ш. Ситдилов, М.В. Маркушев	31
ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПЕРЕД СТАРЕНИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ИМВ7-1 СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, Е.А. <u>Лукьянова</u>	32
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИНАМИЧЕСКОГО И СТАТИЧЕСКОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ТРИП-СТАЛИ А. В. <u>Янина</u> , С. Гук, Р. Кавалла	33
ИЗУЧЕНИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ СИГМА-ФАЗЫ В МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВАХ Fe-Cr-Co <u>Т.А. Вомпе</u> , И.М. Миляев, В.С. Юсупов	34
ИССЛЕДОВАНИЕ Fe-Mn-Al-C-N СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ Л.М. Капуткина, В.Г. Прокошкина, А.Г. Свяжин, <u>А.В. Бронз</u> , В.В. Деминская	35
СВЯЗЬ РАЗЛИЧНЫХ ГАБИТУСОВ И ВАРИАНТОВ ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ ПРИ γ—α МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ <u>М.П.Кашенко</u> , К.Н. Джемилев, В.Г.Чашина	39
МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ <u>Г.Г. Захарова</u> , Е.Г. Астафурова, М.С. Тулеева, С.В. Добаткин	40

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗА, ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ ТРЕНИЕМ <u>А.И. Юркова</u> , А.В. Белоцкий, А.В. Бякова, М. Г. Гриценко	41
ПОЛУЧЕНИЕ РЕГУЛЯРНОЙ МАКРОНЕДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТНОМ ЗА СЧЕТ ИНДУЦИРОВАННОГО НАПРЯЖЕНИЯМИ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА ПРИ ЛАЗЕРНОЙ И ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКАХ Л.С. Малинов	42
СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ АЗОТИСТОГО АУСТЕНИТА В СТРУКТУРЕ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ В ЗАМКНУТОМ ОБЪЁМЕ <u>Т.М. Махнева</u> , В.Б. Дементьев	43
ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО СПЛАВА ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ БОРОМ <u>Н.Ю.Филоненко</u> , А.С Баскевич., С.Б.Пиляева*, О.А. Хорольский	44
ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ФАЗ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ ФАСОННОГО ПРОКАТА <u>В.Е. Громов</u> , В.Б. Костерев, О.Ю. Ефимов, Г. Танг, С.В. Коновалов	45
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Al-Li-Cu-Zr, ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ Д.Ю. Распосиенко, Л.И. Кайгородова, <u>В.Г. Пушин</u> , В.П. Пилюгин	46
ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНУЮ И ФАЗОВУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВОВ Al-Zn-Mg-Cu С НАНОФАЗНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ В.А. Троянов, А.Н. Укусников, О.Г. Сенаторова, <u>В.Г. Пушин</u>	47
СТРУКТУРА И ДИСПЕРСНЫЕ ФАЗЫ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ В. М. Фарбер, В. А. Хотинов, О. В. Селиванова, <u>Н. В. Лежнин</u>	48
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ <u>В.А. Федоров</u> , Т.Н. Плужникова, А.В. Яковлев, Н.А. Конопкина	49
ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ С.А. Никулин, А.Б. Рожнов, <u>М.В. Котенева</u> , В.Ф. Коньков	51
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ШГК, ЛЕГИРОВАННЫХ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ Ю.А. Кочергина, Л.Г. Карьев, <u>В.А. Федоров</u> , П.А. Скородумов	52
СТРУКТУРА ЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ Cu-0,18% Zr ПОСЛЕ	53

КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ И НАГРЕВА С.В. Добаткин, М. Янечек, <u>Н.Р. Бочвар</u> , С.Б. Григорьева, Д.В.Шаньгина	
СТАРЕНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМ Mg-Sm-Y И Mg-Y-Gd-Zr ПОСЛЕ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ С.В.Добаткин, <u>Л.Л.Рохлин</u> , М.Ю.Мурашкин, Т.В.Добаткина, И.Е.Тарытина, С.Б.Григорьева, Е.А.Лукьянова, В.Ботта	54
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 08X18N10T И ASTM F 138 ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300-500°C С.В.Добаткин, А.Клиауга, <u>О.В.Рыбальченко</u> , М.Н.Панкова, К.А.Шарипова	55
MICROSTRUCTURAL STABILITY OF Cu PROCESSED BY DIFFERENT METHODS OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION J. <u>Gubicza</u> , S.V. Dobatkin, E. Khosravi, A.A. Kuznetsov, J.L. Labar	56
ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ РАЗУПРОЧНЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ПРИ ВТМО <u>Г.Е.Коджаспиров</u> , Е.Л. Гюлиханданов, М.И.Терентьев	57
ПОВЕДЕНИЕ БОРИДНЫХ ФАЗ В ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ <u>С.И.Губенко</u> , В.Н.Беспалько, Е. В.Жиленкова	58
ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ6 <u>В.Э.Меденцов</u> , Столяров В.В.	59
Секция 2	
МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОРИСТОМ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОМ МЕТОДОМ СВС <u>Н.Н. Реснина</u> , С.П. Беляев, А.В. Воронков.	63
ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ «СТАЛЬ – СПЛАВ TiNi» <u>С.П. Беляев</u> , Н.Н. Реснина, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл. , И.В. Ломакин	64
ДВА ТИПА ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ Ti-Ni А.С. Моторин, Г.Г. Нахатова, <u>А.И.Разов</u>	65
САМОАККОМОДАЦИЯ КРИСТАЛЛОВ α'-МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ <u>А.Г. Хунджуа</u> , М.М. Мельников, А.Г. Птицын, Чжэн Шаотао	66
РЕАЛИЗАЦИЯ АНОМАЛЬНО ВЫСОКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭПФ И ОЭПФ В СПЛАВАХ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <u>Е.П. Рыклина</u> , С.Д. Прокошкин, А.Ю.Крейцберг	67
ИЗУЧЕНИЕ СПЛАВОВ Ti-Nb-(Ta,Zr) С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	68

МЕТОДОМ ИЗМЕРИТЕЛЬНОГО ЦАРАПАНИЯ <u>М.И. Петржик</u> , В.А. Шереметьев, М.Я. Бычкова, С.Д. Прокошкин, Е.А. Левашов	
БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ АМОРФНЫЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ Ti₂NiCu СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА <u>А.В. Пушин</u> , Н.И. Коуров, А.А. Попов, В.Г. Пушин	69
СРАВНЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ МЕТОДИК ОПРЕДЕЛЕНИЯ РЕСУРСА ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ Ti-Ni А.В. Коротицкий, И.Ю. Хмелевская, <u>В.С. Комаров</u>	70
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ НА СТАБИЛЬНОСТЬ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-(Ta,Zr) С.Д. Прокошкин, В. Браиловский, К. Э. Инаеян, А.В. Коротицкий, С.М. <u>Дубинский</u> , М.Р. Филонов, М.И. Петржик, Ю.С. Жукова, В.А. Шереметьев	71
ДЛИННОПЕРИОДНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ФАЗЫ В В2-СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ NiMn(Me) И L2₁-СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni₂Mn(Me) С ТЕРМОУПРУГИМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПЕРЕХОДАМИ Е.С. Белослудцева, Е.Б. Марченкова, Н.И. Коуров, <u>В.Г. Пушин</u>	75
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNiCu Н.Н. Куранова, <u>А.В. Пушин</u> , А.Н. Уксусников	76
ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА Н.Н. Куранова, В.В. Макаров, <u>А.В. Пушин</u>	77
ЭФФЕКТ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu₅ С.П. Беляев, Н.Н. Реснина, <u>В.Ю. Слесаренко</u> <i>Санкт-Петербургский государственный университет</i>	78
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА НЕОБРАТИМОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА С.П. Беляев, Н. Н. Реснина, <u>А.В. Сибирев</u>	79
ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЁПЛОЙ ПРОКАТКЕ В РУЧЬЕВЫХ ВАЛЬЦАХ НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА <u>Д.Ю. Жапова</u> , В.Н. Гришков, А.И. Лотков, А.Д. Братчиков, Н.В. Гирсова	80
ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ В РЕЖИМЕ СВЕРХУПРУГОСТИ НА СВОЙСТВА СПЛАВА Ti_{49.4}Ni_{50.6} <u>Д.Е. Капуткин</u> , Е.В. Есина	81

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОДВЕРГНУТОГО РОТАЦИОННОЙ КОВКЕ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ <u>А.А.Потапова</u> , В.В.Столяров	82
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ <u>А.А. Федоткин</u> , В.В. Столяров	83
Секция 3.	
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ РАЗРЯДА НА ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ХТО Л.И. Федоренкова	87
О РАЗВИТИИ РАЗРУШЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИИ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ <u>И.И. Минц</u> , Л.Е. Ходыкина	88
ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ: МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ <u>В.Е. Громов</u> , В.Б. Костерев, О.Ю. Ефимов, Г. Танг, С.В. Коновалов	89
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ. Л.М. Клейнер, <u>И.Д. Романов</u>	90
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ, ИЗГОТОВЛЕННОЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ <u>С.А. Голосиенко</u> , Е.И. Хлусова, Г.Д. Мотовилина, Е.А. Яшина	91
ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЛИСТОВ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ФЕРРИТО-БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ С УСКОРЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ В.М. Фарбер, В.А. Хошинов, Н.В. <u>Лежнин</u>	92
ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ Л.М.Капуткина, В.Г.Прокошкина, <u>Г.Е.Хадеев</u> , А.Л. Коновалов	93
8. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ НА СОСТОЯНИЕ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО АУСТЕНИТА, КОНЕЧНУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ	94

МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ <u>Е.А. Голи-Оглу, Л.И. Эфрон, Ю.Д. Морозов</u> ¹ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва ² ОАО «Выксунский металлургический завод», г. Выкса	
ЗАВИСИМОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ГРАНИЦЫ КРИСТАЛЛ-РАСПЛАВ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ И РАЗМЕРА КРИСТАЛЛОВ ДЛЯ МОДЕЛЕЙ АЛЮМИНИЯ И ЖЕЛЕЗА А.М. Овруцкий, В.Ф. Башев, <u>А.С. Прохода</u>	97
РАЗРУШЕНИЕ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ПОСЛЕ ЭКСПРЕСС-ИСПЫТАНИЙ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ <u>Д.А. Романов</u> , Е.А. Будовских, В.Е. Громов	98
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ СТАЛЕЙ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ <u>Л.А. Мальцева</u> , Т.В. Мальцева, Н.Н. Озерец, А.В. Левина	99
ГЕОМЕТРИЯ ТОЧЕЧНОЙ ЗАКАЛКИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА ПО МЕТОДУ УЗОРА СЕРПИНСКОГО А.М. Гурин	100
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СТРУКТУРНОГО И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПРУТКАХ ПРУЖИННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ А.М. Покровский, <u>Ю.В. Ронжина</u> , В.М. Федин, А.И. Борц	101
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА NiP ПОКРЫТИЙ <u>И.Р. Асланян</u> , Л.Ш. Шустер	102
ОЦЕНКА ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ И ТЕМПЕРАТУРЫ ВЯЗКО- ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА СТАЛЕЙ ТИПА 05Г2СМБ ПО ПАРАМЕТРАМ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОМУ СОСТАВУ В. М. Фарбер, О. В. Селиванова, Н. В. <u>Лежнин</u>	103
АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ И ПЕРСПЕКТИВЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ <u>Е.Л. Гюлиханов</u> , В.М. Голод, В.А. Кархин, О.В. Никифорова	104
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОВЕРДСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ Л.П. <u>Башенко</u> , И.Т. Ефименко, С.В. Карпий, А.В. Ионина, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов	105
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ <u>Е.С. Ващук</u> , Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов	106
ТЕКСТУРОВАННЫЕ ПОДЛОЖКИ ИЗ СПЛАВОВ Ni-Re ДЛЯ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ КАБЕЛЕЙ ВТОРОГО ПОКОЛЕНИЯ	107

Д.П.Родионов, И.В.Гервасьева, Ю.В.Хлебникова
Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛА ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ СПЛАВА Э110 **108**

С.А. Никулин, В.А. Котрехов, А.Б. Рожнов, В.М. Хаткевич, С.О. Рогачев,
А.С. Заводчиков

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ДИНАМИЧЕСКОМ МЕХАНИЧЕСКОМ АНАЛИЗАТОРЕ **109**

С.А. Никулин, В.А. Маркелов, А.Ю. Гусев, А.Б. Рожнов, Т.А. Нечайкина,
М.Ю. Задорожный, С.О. Рогачев

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА. ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СВОЙСТВ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТРУБ **110**

Н.Г. Колбасников, О.Г. Зотов, Р.В. Сулягин, О.Е. Бодрова

ВЛИЯНИЕ β -ОБЛУЧЕНИЯ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЩГК ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ **111**

Г.В. Новиков, В.А. Федоров, А.В. Чиванов, К.О. Нестеров

СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОРУНДА И МУЛЛИТА, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ И ТИТАНА **112**

В.Ю. Евдокимов, Ю.Б. Тютюкова, С.В. Гнидаш, Н.А. Овсянников,
А.С. Лысенков, Н.А. Аладьев, П.Д. Чхетиани, В.С. Панов, С.М. Баринов

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРИП – СТАЛИ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНОЙ МЕХАНИКО – ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ **113**

В.Ф. Терентьев, Л.Е. Алексеева, С.А. Кораблева, Д.В. Просвирнин,
Г.А. Филиппов

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП СТАЛИ 23Х15Н5СМЗГ **114**

В.Ф. Терентьев, Л.Е. Алексеева, С.А. Кораблева, Д.В. Просвирнин,
Г.А. Филиппов

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА РАВНОМЕРНОСТЬ ТОЛЩИНЫ ХОЛОДНОКАТАНОГО ЛИСТА ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МНОГОФАЗНЫХ СТАЛЕЙ **115**

Л.М. Капуткина, А.В. Мармулев, Е.И. Поляк, Г. Эрман

ВЛИЯНИЕ ПРОЧНОСТИ СТАЛЕЙ НА ЗАМЕДЛЕННОЕ ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ **116**

В.Г. Ханжин, С.А. Никулин, В.Ю. Турилина, В.А. Белов, С.О. Рогачев