

# БЕРНШТЕЙНОВСКИЕ ЧТЕНИЯ



**по термомеханической обработке  
металлических материалов,  
*посвященные 95-летию со дня рождения  
проф. М.Л.Бернштейна***

28 - 30 октября 2014 г.  
МИСиС, Москва

**УДК 620.18:621.78**

**Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов».**  
**Москва. 28-30 октября 2014 г. Сборник тезисов. – М: НИТУ «МИСиС», 2014, 105 с.**

**Материалы публикуются в авторской редакции.**

**© Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 2014**

**ОРГАНИЗАТОРЫ:**

- **Министерство образования и науки РФ**
- **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**
- **Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН**
- **Российская академия естественных наук**

**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.**  
**доц., к.т.н. Прокошкина В.Г.**  
**к.т.н. Дубинский С.М. – ученый секретарь**

**БЛАГОДАРНОСТЬ:**

**М.н.с. ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН Шаньгиной Д.В. и**  
**асп. НИТУ «МИСиС» Вачиян К.А. за оформление сборника тезисов.**

# *ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ*





## ИННОВАЦИИ В ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА И ЭКСПЛУАТАЦИИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Шур Е.А.

*Всероссийский научно-исследовательский институт железнодорожного  
транспорта, Москва  
shurea@mail.ru*

Ренессанс железных дорог, наблюдаемый в настоящее время во всем мире, связан с развитием высокоскоростного пассажирского и тяжеловесного грузового движения. Оба эти направления требуют инновационных решений в производстве и эксплуатации рельсов. В первом случае необходимо значительно повысить геометрическое качество рельсов, а во втором – их эксплуатационный ресурс.

При производстве рельсов технический прогресс был достигнут за счет существенного повышения качества и уменьшения разброса показателей качества при внедрении: внепечной обработки и вакуумирования, безлюминиевого раскисления, непрерывной разливки, вальцетокарных станков с ЧПУ при изготовлении прокатных валков, печей с шагающим подом для нагрева заготовок, гидросбива окалины при прокатке, прокатки в универсальных клетях, термического упрочнения с прокатного или отдельного нагрева, фракционного газового анализа, «мокрого» УЗК-контроля, инструментального контроля прямолинейности.

В результате проведенной реконструкции металлургические комбинаты получили возможность выпускать: рельсы низкотемпературной надежности, рельсы из заэвтектидных сталей, рельсы для высокоскоростного движения, рельсы для скоростного совмещенного движения, рельсы длиной 100 м.

Пока фактический 80-процентный ресурс, равный 1,0 – 1,2 млрд. тонн при полигонных испытаниях в 400-600 метровых кривых на Экспериментальном кольце ВНИИЖТ, показали рельсы японского и французского производства. Полигонные испытания новых категорий рельсов отечественного производства продолжаются.

Слабым местом рельсового пути продолжают оставаться сварные стыки. Из общего числа сломавшихся в 2013 году рельсов как и в предыдущие годы более 30% являются сварными стыками. Необходимо ускорить работу по освоению индукционно-прессовой сварки, широко применяемой на французских железных дорогах.

Местное смятие в местах понижения твердости в сварных стыках является вторым кроме повышенного числа изломов в зоне сварки их недостатком. Оно не устраняется последующей местной индукционной термической обработкой сварных швов, так как вместо одной зоны пониженной твердости в сварном шве появляются две такие зоны по обе стороны от шва в результате термического влияния при индукционном нагреве. Местное смятие в зоне сварных стыков

особенно недопустимо при повышении скоростей движения. Местное смятие в зоне сварных стыков может быть полностью устранено при разработке и внедрении непрерывно-последовательной закалки 800-метровых плетей, сваренных из нетермообработанных рельсов.

Улучшение металлургического качества рельсов привело к заметному сокращению дефектов контактной усталости, возникавших внутри головки рельсов от местных скоплений неметаллических включений. К сожалению, при этом контактно-усталостные дефекты не исчезли, а скорее видоизменились. Возникли новые виды дефектов контактной усталости, которые начинаются на поверхности катания или на поверхности выкружки головки. Борьба с контактно-усталостными дефектами, возникающими на поверхности, можно периодическим обновлением металла на поверхности катания и на выкружке головки рельсов. Этого можно достигнуть периодическим шлифованием или фрезерованием.

Существенно повысить ресурс рельсов можно только совместными усилиями металлургов и железнодорожников, которые должны снизить силовое воздействие на путь подвижного состава. Применение новых машин для рихтовки кривых, доведение точности выправки пути до 2-3 мм, установление величины возвышения по фактически реализуемым на данном участке скоростям движения грузовых поездов позволяют заметно повысить ресурс рельсов, лимитируемый как боковым износом, так и контактной усталостью.

## **РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ, СТОЙКИХ К РАЗРУШЕНИЮ В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ**

**Матросов Ю.И., Холодный А.А.**

*Центр сталей для труб и сварных конструкций, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва  
pscenter@chermet.net*

Увеличение потребности в природном газе и нефти приводит к необходимости разработки месторождений, содержащих высокие концентрации сероводорода и углекислого газа. По современным данным одна треть мировых запасов природного газа содержит примеси  $H_2S+CO_2$ . Трубопроводы, используемые для транспортировки содержащих указанные примеси сред могут испытывать разрушения, связанные с их коррозионным воздействием. Одним из видов такого разрушения является инициированное водородом растрескивание - НИС (Hydrogen Induced Cracking), проявляющееся без приложения внешних нагрузок в виде многочисленных трещин, расположенных в плоскостях, параллельных направлению проката, и ослабляющих стенки трубопроводов.

Основными очагами зарождения и распространения водородных трещин НПС являются неметаллические включения и твердые и хрупкие составляющие микроструктуры. Поэтому к таким сталям предъявляются жесткие требования по ограничению осевой химической неоднородности в непрерывнолитой заготовке и чистоте по неметаллическим включениям. Основным направлением повышения стойкости низколегированных трубных сталей к водородному растрескиванию является разработка оптимального химического состава и режимов термомеханической обработки по схеме: контролируемая прокатка с ускоренным охлаждением.

Химический состав стали, предназначенной для изготовления труб большого диаметра для работы в среде  $H_2S$ -содержащего газа, имеет строгие ограничения по содержанию ликвирующих элементов, таких как углерод, марганец, фосфор и сера. Для дополнительного упрочнения используются добавки легирующих (Cr, Ni, Cu и Mo) и микролегирующих элементов (Ti, Nb и V).

Ускоренное последеформационное охлаждение с регламентированными параметрами температур начала и окончания охлаждения позволяет эффективно воздействовать на процессы структурообразования в стали, способствуя снижению центральной структурной неоднородности и формированию дисперсной феррито-бейнитной микроструктуры с высокими показателями сопротивляемости инициированному водородом растрескиванию.

Работы, проведенные в Центре сталей для труб и сварных конструкций ЦНИИчермет им. И.П. Бардина позволили создать ряд отечественных трубных сталей категорий прочности от X46MS до X60MS с высоким сопротивлением растрескиванию в сероводородсодержащих средах.

## **НОВЫЙ КЛАСС ВЫСОКО ИНДУКЦИОННЫХ МАГНИТОМЯГКИХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЁНОК НА ОСНОВЕ Fe**

**Шефтель Е.Н.**

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

Прогресс микроэлектроники, определяющий сегодня, в значительной степени, развитие всей цивилизации, во многом зависит от успехов создания материалов для применения в устройствах микроэлектроники. В этой связи нанокристаллические плёночные магнитомягкие материалы являются важнейшими объектами научных исследований, направленных на изучение и реализацию в свойствах новых, открытых в нанокристаллических материалах, физических явлений.

Плёнки магнитно-мягких сплавов используют при производстве миниатюрных высокочувствительных датчиков магнитных полей широкого спектра применения. При таком применении сплавы должны обеспечивать

комплекс свойств: высокая индукция насыщения, высокий уровень магнитомягких свойств в широком интервале частот, термическая стабильность структуры и свойств, заданный уровень механических свойств (твёрдость, износостойкость, модуль упругости и др.), технологическая возможность получения в виде тонких плёнок.

В докладе на примере плёнок сплавов  $Fe_{80-78}Zr_{10}N_{10-12}$ , полученных магнетронным напылением на стеклянных подложках, показано как за счёт наноструктурирования и дисперсного упрочнения ферромагнитной  $\alpha$ -Fe-фазы немагнитными высокотвёрдыми фазами внедрения  $Me_{IV}X$  (нитриды, карбиды, бориды металлов IVA Периодической системы) достигается в плёнках требуемый уровень свойств.

Рассматриваются результаты исследований условий формирования нанокompозитной структуры Fe-ZrN, выполненные методами XRay дифракции, просвечивающей электронной микроскопии, конверсионной мёссбауровской спектроскопии, и формирующейся микромагнитной структуры, выполненные методом корреляционной магнитометрии. Рассмотрена физическая природа высокой магнитомягкости нанокompозита Fe-ZrN, которая состоит в реализации условий модели случайной анизотропии и минимизации полей магнитной анизотропии на масштабе зерна и областей с однородной намагниченностью (стохастические домены). Представлены результаты исследований механических свойств плёнок методом наноидентификации.

Сформированная в исследованных плёнках  $Fe_{80-78}Zr_{10}N_{10-12}$  нанокompозитная структура и микромагнитная структура обеспечивают сочетание значений индукции насыщения  $B_s$  1.75-1.85Тл, коэрцитивной силы  $H_c \leq 1$  Э, нанотвёрдости и модуля упругости 11÷14 и 130-150 ГПа соответственно и термическую стабильность структуры и свойств при температурах  $\geq 550^\circ\text{C}$ .

## ДИСПЕРСИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЛАЗЕРНО НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ ИЗ МАРТЕНСИТНО СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА СТАЛИ 3Х3М3Ф

Ставрев Д.С.<sup>1</sup>, Щербаков В.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Технический университет, Варна (Болгария)

<sup>2</sup>„Метал“ АД, Варна (Болгария)

d\_stavrev@abv.bg, v\_shtarbakov@yahoo.com

Исследовано изменение структуры и твердости лазерно наплавленного слоя на поверхность призматических образцов инструментальной стали 3Х3 М3Ф. Наплавка сделана в канавках (5x0.5 мм) по длине стороны (50x30 мм) призматических образцов с размерами 50x30x20 мм. Образцы подвергнуты объемной закалке и отпуску до твердости 400-420 НV.

Лазерная наплавка проведена на автоматизированной установке AL 200 импульсным Nd-YAG лазером ( $\lambda=1,064$  МКм). Средняя мощность импульса 200

Вт, максимальная пиковая-10 Квт, рабочая частота 20 Гц. Наплавка сделана проволокой мартенситно-старяющего сплава с составом (%): С-0.02, Si-0.2, Mn-0.2, Cr-2, Ni-19.3, V-0.4, Co-14.5, Mo-4.7, Al-0.25, Fe-остальное.

Образцы после наплавки подвергнуты двух часовому старению при 550 и 600 °С. Микро-рентгеноспектральный анализ сделан с помощью сканирующего электронного микроскопа LYRA-3XM с приставкой EDS. Исследована структура поверхности поперечных ломов наплавленного слоя после разрушения в условиях изгиба.

Микроструктура после наплавки имеет дендритную морфологию (Рис.1), пересыщенного легирующими компонентами альфа твердого раствора. Твердость в диапазоне 300-320 HV.

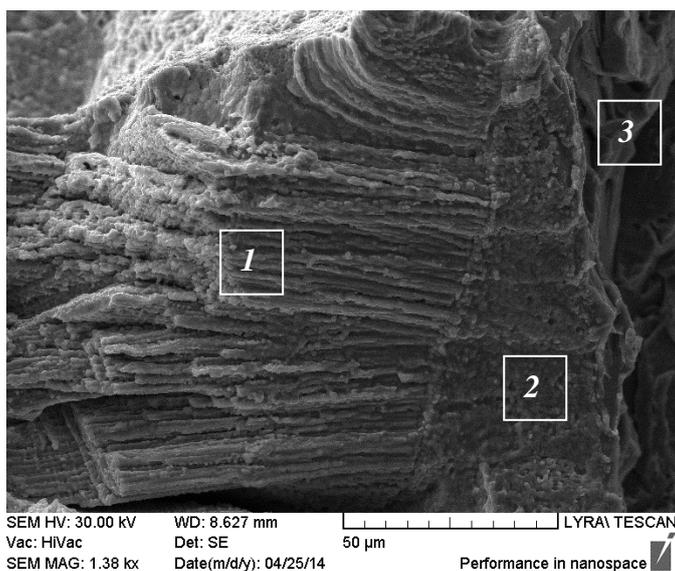


Рис.1. Морфология слоя после слоя на границе основного материала: 1 – наплавленной слой; 2 – переходная зона; 3 – основной материал.

После термического воздействия при указанных режимах (550-600 °С) дендритная морфология структуры не подвергается существенным изменениям. Твердость после старения при 550 °С достигает максимума 580-600 HV. Микро-рентгеноспектральный анализ показывает, что причиной дисперсионного упрочнения является формирование когерентно связанных с альфа матрицей фаз Ni-Co-Al и Ni-Co-Mo. При повышении температуры старения до

600 °С следует разупрочнение до твердости 430-450 HV как следствие коагуляции интер-металлических фаз и нарушения когерентной связи с основной альфа матрицей.

В результате исследования можно рекомендовать применение технологии лазерной наплавки с мартенситно-старяющим сплавом и последующим старением для восстановления инструментов горячей пластической деформации и литья под давлением.

**ДИНАМИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ РЕАЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛЬНЫХ  
ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ БЛИЗКИХ К СООТНОШЕНИЯМ  
КУРДЮМОВА-ЗАКСА ПРИ  $\alpha$ - $\varepsilon$ - $\gamma$  МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ**

**Кащенко М.П., Чащина В.Г.**

*Уральский федеральный университет, Екатеринбург*

*Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург*

*mpk46@mail.ru*

В динамической теории мартенситных превращений (МП) в сплавах железа [1, 2], наличие однозначно связанных макроскопических признаков (габитус, ориентационные соотношения (ОС), макросдвиг) является отражением действия управляющего волнового процесса (УВП). В частности, для прямого (при охлаждении) ОЦК-ГПУ ( $\alpha$ - $\varepsilon$ ) МП в титане УВП инициирует плоскую деформацию растяжения-сжатия плоскостей  $\{011\}_\alpha$ , приводя к материальным ОС - параллельности плоскостей  $\{011\}_\alpha \parallel \{0001\}_\varepsilon$  и малой разориентации  $\Delta\varphi$  направлений  $\langle 11-1 \rangle_\alpha$ ,  $\langle 11-20 \rangle_\varepsilon$ , зависящей от отношения скоростей волн в исходной фазе [3] (строгой параллельности направлений соответствует ОС Бюргерса). Существенно также, что входящая в ОС плоскость  $\{011\}_\alpha$  практически ортогональна к габитусу, близкому к  $\{43-3\}_\alpha$ . Согласно [4], имеется возможность динамической перетасовки плотноупакованных плоскостей, приводящая к ГЦК-ГПУ ( $\gamma$ - $\varepsilon$ ) МП. Значит, если ОЦК-ГЦК МП происходит через промежуточную ГПУ фазу, то возникает канал реализации материальных ОС

$$\{011\}_\alpha \parallel \{111\}_\gamma, \langle 11-1 \rangle_\alpha \wedge \langle 01-1 \rangle_\gamma = \Delta\varphi. \quad (1)$$

Заметим, что (1) при  $\Delta\varphi=0$  переходят в идеальные ОС Курдюмова-Закса (К-З). Напомним, при прямом  $\gamma$ - $\alpha$  МП в сплавах железа для наблюдаемых ОС свежеобразованного мартенсита характерно отклонение (около  $1^\circ$ ) от параллельности плоскостей  $\{011\}_\alpha$  и  $\{111\}_\gamma$ , входящих в ОС. Кроме того, угол разориентации направлений, входящих в ОС К-З составляет либо  $\approx(2-3)^\circ$  (для ОС Гренингера Трояно), либо  $\approx 5^\circ$  (для ОС Нишиямы  $\langle 01-1 \rangle_\alpha \parallel \langle 11-2 \rangle_\gamma$ ). Поскольку в (1)  $\Delta\varphi < 1^\circ$ , то именно в случае  $\alpha$ - $\varepsilon$ - $\gamma$  МП следует ожидать ОС в наибольшей степени близких к идеальным ОС К-З. Это указывает на целесообразность прецизионных измерений ОС, результаты которых позволят провести идентификацию  $\alpha$ - $\gamma$  и  $\alpha$ - $\varepsilon$ - $\gamma$  вариантов МП по степени отклонения от (1) (при условии, что плоскость  $\{011\}_\alpha$  трансформируется в базисную  $\{0001\}_\varepsilon$ ). Кроме ОС (1), в качестве дополнительных критериев в пользу варианта  $\alpha$ - $\varepsilon$ - $\gamma$  МП выступают тип габитуса, близкий к  $(hhl)_\alpha$  при  $h < 1$ , и ортогональность к габитусу плоскости, входящей в ОС. Не исключено, что этим критериям удовлетворяет хотя бы часть нанокристаллов аустенита, образующихся при сравнительно медленном нагреве линзовидного мартенсита сплава Fe-32Ni [5], особенно если учесть, что в [5] сообщается и о фиксации кристаллов  $\varepsilon$ -фазы. Ясно, что определение габитусов нанокристаллов классическим двухследовым методом затруднено, поэтому анализ ОС выступает на первый план.

## Список литературы

1. Кащенко М.П., Чащина В.Г. // УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345–364.
2. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при  $\gamma$ - $\alpha$  превращении в сплавах железа. Екатеринбург: УГЛТУ, 2009. – 98 с.
3. Кащенко М.П., Чащина В.Г. // ФММ. 2008. Т. 106. № 1. С. 16–25.
4. Чащина В.Г. // Известия вузов. Физика. – 2009. – № 7. – С. 92-94.5.
5. Сагарадзе В.В. и др. // ФММ. 2014. Т. 115. № 7. С. 1–11.

**FUNCTIONAL FATIGUE OF SHAPE MEMORY ALLOYS FOR BIOMEDICAL APPLICATIONS****Brailovski V.**

*École de technologie supérieure, Montréal (Canada)*  
*vladimir.brailovski@etsmtl.ca*

This presentation is divided into two parts, the first dealing with the functional fatigue requirements for biomedical load-bearing metallic constructs, such as cardiovascular stents, orthopedic, spinal and dental implants. A special attention will be brought to how these requirements can potentially be fulfilled by conventional and superelastic metallic materials. In the second part, an ongoing study of the fatigue resistance of metastable near-beta superelastic Ti-Nb-Zr alloys will be presented. A detailed justification of the selected testing conditions will be given, and the influence of the different thermomechanical processing sequences on the Ti-Nb-Zr alloy's microstructure and fatigue behavior will be discussed.

**ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ****Мурашкин М.Ю.<sup>1,2</sup>, Валиев Р.З.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург  
*maxmur@mail.rb.ru, RZValiev@mail.rb.ru*

В настоящее время отмечается значительный интерес к расширению области применения алюминиевых сплавов в электротехнике. Из-за хорошей технологичности, высокой коррозионной стойкости и электропроводности сплавы на основе алюминия являются вторыми после меди промышленными

проводниками. Однако недостаточная прочность значительно сужает область их применения. Традиционные подходы, используемые для улучшения прочности, такие как легирование, деформационное и/или дисперсионное упрочнение, наряду с повышением прочности приводят к сильному снижению электропроводности алюминиевых сплавов. Поэтому выбор оптимальных проводниковых сплавов и методов их получения всегда является компромиссом между механическими и электрическими свойствами.

В настоящем докладе представлен новый подход, обеспечивающий достижение повышенной прочности и электропроводности в алюминиевых сплавах, в основе которого лежит их наноструктурирование методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Показано, что проводниковые алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si, Al-RE и др. в наноструктурном состоянии, демонстрируют очень высокую, близкую к чистому алюминию электропроводность, обладая при этом повышенной прочностью.

Установлено, что после ИПД высокая прочность наноструктурных сплавов обусловлена формированием ультрамелкого зерна и образованием упрочняющих наноразмерных фаз в процессе динамического деформационного старения. Повышенная электропроводность этих материалов определяется распадом пересыщенного алюминиевого твердого раствора, приводящим к снижению в нем концентрации легирующих элементов.

В докладе также представлены варианты технологий ИПД, перспективных для промышленного производства изделий и полуфабрикатов (катанки и проволоки) из наноструктурных алюминиевых сплавов электротехнического назначения с качественно новым уровнем механических и электрических свойств.

### **ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ *авс*-ПРЕССОВАНИИ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА**

**Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О.А., Батурин А.А., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н.**

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

Выяснение закономерностей формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в никелиде титана при интенсивной пластической деформации (ИПД) и влияния УМЗ структуры на его механические и функциональные свойства является необходимым для разработки оптимальных технологических режимов ИПД. Одним из перспективных методов получения УМЗ структуры в сплавах на основе никелида титана является метод *авс*-прессования, позволяющий получать

объемные заготовки с размерами, достаточными для изготовления различных изделий технического и медицинского назначений.

Настоящая работа посвящена изучению эволюции микроструктуры и эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности сплава  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  с увеличением степени накопленной деформации при изотермическом *авс*-прессовании при температуре 723 К.

Обнаружено, что на начальных стадиях *авс*-прессования при температуре 723 К в образцах сплава  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  в области ковочного креста происходит увеличение размера зерен, в некоторых случаях превышающим исходный в несколько раз. Обсуждаются возможные механизмы данного поведения. При степенях истинной деформации  $e > 2$  во всем объеме образца происходит измельчение зеренной структуры по механизму непрерывной динамической рекристаллизации..

Экспериментально изучено влияние трансформации зёренной структуры сплава  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) от крупнозернистой до ультрамелкозернистой в процессе изотермического *авс*-прессования с истинной деформацией до  $e=8,44$  на проявления сверхэластичности (в изотермических циклах «нагрузка-разгрузка») и ЭПФ (при последующем нагреве разгруженных образцов), в широком диапазоне заданных деформаций кручения. Используя принцип эквивалентности деформаций кручения и растяжения по Мизесу, показано, что кристаллографический ресурс мартенситной деформации достигается в этих образцах при величине заданной деформации кручения от 17 до 26 % в условиях развития пластической деформации. Показано, что при более высоких заданных деформациях кручения величина обратимой неупругой деформации существенно превышает кристаллографический ресурс мартенситной деформации.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, поддержана проектами №21 программы №8 Президиума РАН и РФФИ (проект №13-08-90421 Укр\_ф\_а).

## ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ТОКОМ В СПЛАВАХ TiNi

**Столяров В.В.**

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

Пластическая деформация, особенно интенсивная, быстро упрочняемых сплавов, включая сплавы TiNi с эффектом памятью формы (ЭПФ), при комнатной температуре затруднена и требует нагрева, промежуточных отжигов, большого числа циклов с малой степенью обжатия. Одним из путей повышения деформируемости и снижения усилий является применение электрического тока в

процессе деформации, приводящего к появлению электропластического эффекта (ЭПЭ) [1]. Однако внешние условия процесса и внутренние структурные факторы приводят к особенностям проявления ЭПЭ. Цель работы – исследовать влияние структурных факторов и режимов тока на ЭПЭ при растяжении и определить изменения структуры и физико-механических свойств в сплавах, подвергнутых прокатке с током.

В работе исследованы сплавы с исходно аустенитной ( $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ ) и мартенситной ( $Ti_{50}Ni_{50}$ ) структурами при комнатной температуре в крупнозернистом (КЗ), наноструктурном (НС) и аморфном ( $Ti_{25}Ni_{25}Cu_{25}$ ) состояниях. Растяжение и прокатку с током вели при комнатной температуре на образцах в форме проволоки и полосы. Использовали однополярный импульсный ток различной плотности, частоты и длительности импульса.

Обнаружено, что в КЗ сплавах скачки напряжения вниз, связанные с ЭПЭ, уменьшаются по амплитуде с уменьшением размера зерен, а в НС и аморфном состоянии полностью исчезают. Кристаллизация аморфных сплавов вызывает восстановление ЭПЭ. В аустенитном сплаве, образующийся при растяжении мартенсит при пропускании тока переходит в аустенит, чем вызывает повышение напряжений течения и способствует появлению скачков напряжения вверх.

Показано, что прокатка с током многократно повышает деформируемость, а деформационная способность мартенситного сплава с током выше, чем у аустенитного. При прокатке с током происходит упрочнение, степень которого у сплава  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  заметно выше, чем у  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ . Прокатка с током ( $e > 1$ ) и последующий отжиг при 450-500 °С формируют наноструктуру [2], что повышает коэффициент восстановления наведенной деформации до 75-96 % [3] и способствует появлению эффекта сверхупругости в сплаве  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ .

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 13-08-12222\_ОФИ-м

1. Stolyarov V., Materials Science Forum. 2008. Vol. 584-586 507-512.
2. Potapova A.A., Stolyarov V.V., Mater. Sci. Eng. 2013. Vol. 579 114-117.
3. Потапова А.А., Столяров В.В., Машиностроение и инженерное образование, 2014 21-28.

***СЕКЦИЯ 1***  
***«СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ  
ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И  
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ»***





**СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ УПРОЧНЕНИЯ ТОНКОПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ****Яковлева И.Л.<sup>1</sup>, Терещенко Н.А.<sup>1</sup>, Чукин М.В.<sup>2</sup>**<sup>1</sup>*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*<sup>2</sup>*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,  
Магнитогорск  
labmet@imp.uran.ru*

Для развития сети высокоскоростных железных дорог требуются современные комплектующие материалы, в том числе высокопрочная арматура для железнодорожных шпал. При производстве арматуры большого диаметра до 10 мм используют углеродистые стали эвтектоидного состава, в которых после патентирования заготовок при 540-550 °С можно получить структуру тонкопластинчатого перлита с межпластинчатым расстоянием 0,1 - 0,15 мкм. Временная прочность исследуемых сталей после патентирования составляет  $\sigma_b$  1280-1300 МПа. Пластическая деформация патентированных заготовок диаметром 15 мм осуществлялась на многократном прямоточном волочильном стане до диаметра 10 мм. Прочность стали после волочения возрастает и составляет 1590 - 1610 МПа.

Структуру стали изучали методом просвечивающей электронной микроскопии с применением дифракционного анализа на микроскопе JEM-200СХ. Съемку полюсных фигур производили на рентгеновском дифрактометре ДРОН 2,0 с автоматической текстурной приставкой в излучении  $Co-K_{\alpha 1}$ .

Показано, что на начальных этапах волочения пластическая деформация стали осуществляется преимущественно скольжением, при этом межпластинчатое расстояние в перлите значительно уменьшается и составляет 0,06 - 0,08 мкм.

При последующих этапах волочения в структуре стали получает развитие ротационная мода пластической деформации, происходит образование волнообразных перлитных колоний, образуются полосы локализованной деформации.

Установлено, что проявление ротационной моды обеспечивает сохранение сплошности материала при волочении без образования пор и микротрещин. При этом в стали формируется острая осевая текстура деформации.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ 13-02-00048 и проекта УрО РАН «Арктика» 12-2-2-001.

**ОЦЕНКА СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА  
ГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ**

Одесский П.Д.<sup>1</sup>, Шабалов И.П.<sup>2</sup>, Лихачев М.В.<sup>3</sup>, Шувалов А.Н.<sup>4</sup>,  
Арсенкин А.М.<sup>5</sup>, Егорова А.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Центральный научно-исследовательский институт строительных конструкций  
им. В.А. Кучеренко – ОАО «НИЦ «Строительство», Москва

<sup>2</sup>Ассоциация производителей труб, Москва

<sup>3</sup>ООО «Газпром комплектация», Москва

<sup>4</sup>Московский государственный строительный университет, Москва

<sup>5</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва  
odesskiy@tsniisk.ru

Отечественной металлургией освоено производство газопроводных труб диаметром 1420 мм с толщиной стенки 27,7 ... 33,4 мм высокой прочности К65. Исследовали трубы, предназначенные для строительства трубопровода Бованенково – Ухта с температурой строительства до -60°C, эксплуатации – до -20°C.

Химический состав стали соответствовал марке 07Г2НМФБ с высокой чистотой по вредным примесям ( $\leq 0,007\%$  S и  $\leq 0,015\%$  P) и газам. Штрипс упрочнялся при термомеханической прокатке в потоке станов с температурой конца прокатки в чистовых клетях несколько выше  $A_{r3}$ , последующее ускоренное охлаждение начиналось уже в области  $\gamma + \alpha$ . Подобные схемы обработок были предложены в работах М.Л. Берштейна, отмеченных Государственной премией РФ.

В результате в прокате формировалась высокодисперсная структура как результат полигонизации и первых стадий рекристаллизации ферритной матрицы игольчатого феррита с характерным размером субзерен с большеугловыми границами 1...2 мкм. При этом в средней части листов формировалась менее дисперсная структура из-за развития здесь при производстве штрипса процессов ликвации, замедленной скорости охлаждения из-за запасенного тепла прокатного нагрева и т.п.

Как следствие неравномерности структуры по толщине наблюдалась неравномерность ударной вязкости на образцах, вырезанных из различных мест сечения, например в поверхностных зонах  $KCV^{40} = 300$  Дж/м<sup>2</sup>, в металле осевой зоны  $KCV^{40} = 150$  Дж/м<sup>2</sup>. Поэтому представлялось интересным оценить сопротивление разрушению металла на образцах, соответствующих полной толщине проката.

Проводились испытания методами статической механики разрушения в соответствии с ГОСТ 25.506-85 на изгиб серий образцов с усталостной трещиной в диапазоне температур от + 20 до – 100°C с записью диаграмм разрушения в масштабе 100:1 и определением характеристик трещиностойкости силовой  $K_c^*$  и деформационной  $\delta_c$ .

Также крупные полнотолщинные образцы с впрессованным острым надрезом испытывались на ударный изгиб методом ИПГ по ГОСТ 30456 в диапазоне температур от +20 до -70°C с записью диаграммы разрушения. По результатам испытаний анализировалась форма диаграмм, а также строение изломов на макро – и микроуровнях.

При испытаниях методами механики разрушения показано, что величина  $K_{Ic}^*$  практически не меняется во всем диапазоне исследованных температур и находится на верхнем плато значений  $K_{Ic}^* = 120 - 140 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ . Величина  $\delta_c$  имеет большую температурную зависимость, однако полученные значения существенно выше нормативных ( $\delta_c^{-100} > 0,2 \text{ мм}$ ,  $\delta_c^{-20} > 0,4 \text{ мм}$ ). По-видимому, характеристики трещиностойкости малоэффективны для нормативной оценки сопротивления разрушению обсуждаемых материалов. Показано, что эффективной характеристикой сопротивления разрушению в данном случае является форма диаграммы разрушения, полученная при испытании методом ИПГ. Предложены схемы возникновения и развития макрорельефных расщеплений в изломах стали при ТМО.

## ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ

**Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е.**

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
Санкт-Петербург  
gkodzhaspirov@yandex.ru*

В различных отраслях промышленности широко применяются металлические изделия сложной формы. Одним из важнейших методов получения заготовок для изготовления таких изделий является пластическая деформация, основанная на использовании как традиционных способов обработки давлением (ОМД), таких как штамповка, прокатка, экструзия и др., так вновь разрабатываемых, позволяющих изготавливать непосредственно детали.

В современном машиностроении применяется большое количество деталей, изготавливаемых из кольцевых заготовок различного профиля сечения и размеров. Наиболее прогрессивным и высокоэффективным способом получения кольцевых заготовок является раскатка их на специальных раскатных машинах - станах. Используются различные кольцевые детали, отличающиеся размерами, формой и условиями эксплуатации. В частности, в ответственных узлах машин и механизмов (коробках перемены передач, редукторах и т.д.) применяется достаточно большое количество колец уголкового и Z-образного профиля сечения из конструкционных сталей диаметром свыше 150 мм. Традиционные методы их изготовления - такие как штамповка - позволяют получить коэффициент использования металла (КИМ) на уровне 0,30-0,45, а горячая радиальная раскатка - на уровне 0,4. Применение процесса изготовления таких деталей с

использованием горячей и горяче-теплой деформации раскаткой в режимах ТМО обеспечивает диспергирование структуры продуктов превращения и, как следствие, повышение характеристик конструктивной прочности с одновременным повышением коэффициента использования металла.

Для деталей типа ступенчатых осей и валов, изготавливаемых из высокопрочных конструкционных сталей была разработана технология предварительной термомеханической обработки (ПТМО), которая позволила обеспечить повышение конструктивной прочности изделий в  $\sim 1,5$  раза по сравнению с традиционной технологией.

В ряде случаев установлена целесообразность замены способа изготовления заготовок штамповкой на прокатку специального профиля в режимах ВТМО. Детали, изготовленные из горячекатаного профильного проката по схеме ВТМО, были подвергнуты стендовым испытаниям, положительные результаты которых определили возможность внедрения предложенной технологии в серийное производство.

Для изучения и последующего прогнозирования развития рекристаллизации в различных частях сечения заготовок сложной формы применяли как физическое моделирование, так и моделирование с использованием метода конечных элементов (МКЭ).

## **ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА**

**Котенева М.В., Никулин С.А., Рожнов А.Б.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва  
mariakt@yandex.ru*

Одной из важнейших характеристик циркониевых изделий является их высокая коррозионная стойкость, обеспечивающая надежную работу элементов при длительной эксплуатации в реакторе. В процессе коррозии в зависимости от химического состава сплава, состояния поверхности и условий окисления формируются оксидные пленки с различной структурой, дефектностью и механическими свойствами, что существенно влияет на их защитные свойства и, в конечном счете, на коррозионную стойкость сплавов.

В работе исследована структура и механические свойства оксидных пленок образцов сплава Э110 (Zr-1 % Nb) после автоклавных испытаний в воде при условиях  $T = 360$  °С,  $P = 18,6$  МПа,  $\tau = 600$  сут. Образцы перед окислением были подвергнуты шлифовке на различную глубину и последующему травлению.

Микроструктура, фазовый состав и дефектность тонких оксидных пленок изучали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), рентгеновской дифрактометрии. Механические свойства определяли при измерении микротвердости оксидных

пленок и при испытаниях на сжатие кольцевых образцов с измерением акустической эмиссии для определения напряжения разрушения оксидных пленок. Метод атомно-эмиссионной спектроскопии использован для анализа химического состава поверхности образцов до коррозионных испытаний.

В процессе окисления на поверхности образцов сплава Э110 формируются оксидные пленки толщиной 10-20 мкм. Кинетические кривые окисления образцов сплава не различаются за исключением образцов предварительно шлифованных на малую глубину (2 мкм), на которых наблюдается резкое увеличение толщины оксидной пленки до 20 мкм.

В зависимости от состояния поверхности формируются оксидные пленки с различной структурой, что определяет и их механические свойства. На образцах сплава Э110, шлифованных на малую глубину (2 мкм), формируются оксидные пленки со структурой равноосных зерен с большим количеством трещин и пор, которые разрушаются при напряжении 500 МПа.

Шлифование и/или травление на большую глубину позволяет удалить технологические загрязнения с поверхности образцов способствует формированию в процессе автоклавных испытаний оксидных пленок со структурой вытянутых зерен. Напряжения разрушения такого типа структур пленок значительно выше (750-850 МПа), чем у пленок со структурой равноосных зерен.

Микротвердость оксидных пленок всех состояний значимо не различается и составляет в среднем 20 ГПа.

Показано, что загрязнение поверхности в процессе изготовления труб способствует формированию более дефектных оксидных пленок со структурой из равноосных зерен с низким сопротивлением разрушению.

## **ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОЛОСАХ ИЗ СПЛАВА МА2-1пч ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УВЕЛИЧЕННОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРЕССОВАНИИ С МАЛЫМИ ВЫТЯЖКАМИ**

**Щербель Р.Д., Меркулова С.М.**

*ОАО «ВИЛС», Москва  
info@oaovils.ru*

Одними из перспективных в современном производстве конструкционных материалов с уникальными характеристиками являются крупногабаритные полосы из магниевых сплавов, которые применяются в космической промышленности в таких изделиях, как шпангоуты, стрингеры, обечайки. В настоящей работе исследовали возможность промышленного производства полос из сплава МА2-1пч с мелкозернистой структурой и повышенными механическими

свойствами для изготовления шпангоутов, применяемых в силовых конструкциях разгонного блока «БРИЗ-М» ракеты-носителя «Протон».

Для прессования крупногабаритных полос 185x80 мм была предложена схема, которая заключается в снижении коэффициента вытяжки в два раза и включает однократное последовательное прохождение заготовки через матрицу, в которой имеется 5 ÷ 6 деформирующих камер с различными углами наклона относительно оси прессования.

Используя диаграмму структурного состояния для сплава МА2-1, был выбран температурный интервал прессования в области высокой пластичности, при котором можно ожидать формирования в полосах частично рекристаллизованной структуры с размером рекристаллизованного зерна ~ 60 мкм.

После проведения опытно-промышленного прессования в образцах полос, по результатам рентгеноструктурного анализа, было определено, что полосы имеют частично рекристаллизованную структуру, а области материала, которые принадлежат к нерекристаллизованной структуре, состоят из отдельных субзёрен (являются полигонизованными участками).

Исследование микроструктуры прессованных образцов полос показало, что в них наблюдаются как тёмные, так и более светлые участки. Более тёмные участки относятся к областям с нерекристаллизованной структурой. Эти области состоят из отдельных субзёрен размером порядка нескольких микрон. Светлые рекристаллизованные участки полос состоят из зёрен размером 20÷70 мкм.

За счет формирования мелкой зёренной структуры при высоком значении временного сопротивления (280 МПа) относительное удлинение составило 18 %, при коэффициенте вытяжки ~ 6.

В заключение следует отметить, что в прессованных полосах из сплава МА2-1пч за счет введения в технологический процесс дополнительных сдвиговых деформаций при прессовании с малой вытяжкой были получены крупногабаритные полосы высокого качества, удовлетворяющие требованиям, предъявляемым ГКНПЦ им. М. В. Хруничева к прессованным изделиям из магниевых сплавов.

## **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА «СТАЛЬ-ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ-СТАЛЬ»**

**Никулин С.А., Рожнов А.Б., Нечайкина Т.А., Хаткевич В.М., Рогачев С.О.**

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

Использование ванадиевых сплавов перспективно для изготовления ответственных элементов конструкций, работающих при повышенных температурах.

Трехслойный материал получали горячим прессованием заготовки «сталь/ванадиевый сплав/сталь» с квадратным сечением размером 10x10 мм на установке Gleeble System 3800 при температуре 1080 °С.

Использовали образцы ванадиевого сплава V-10Т-5Сг толщиной 5 мм, а также образцы сталей 08Х17Т толщиной 0,5 мм в рекристаллизованном состоянии.

Прессование заготовки проводилось по двум основным режимам:

- медленное прессование одновременно с нагревом в течение ~15 мин, далее часть образцов выдерживались при максимальной нагрузке в течение ~2 мин;
- быстрое прессование в течение 10 сек предварительно нагретых образцов с последующей выдержкой при максимальной нагрузке в течение ~2 мин.

Максимальное напряжение прессования всех образцов составило ~95 МПа. Охлаждение образцов проводили в течение 2 мин. Прессование проводили в вакууме  $10^{-4}$  мм. рт. ст, что обеспечило отсутствие окисления образцов в процессе испытаний. Температуру контролировали с помощью термопар, припаяваемых непосредственно к образцу.

В результате прессования у границы раздела «сталь/ванадиевый сплав» сформировалась переходная зона с переменным составом и структурой, отличающейся от соединяемых металлов. Металлографическим и микрорентгеноспектральным анализом установлено образование плотной бездефектной зоны диффузионного взаимодействия ванадиевого сплава со сталью. Толщину диффузионной зоны определяли как суммарную толщину области с переменным химическим составом по обе стороны от границы раздела «сталь/ванадиевый сплав».

Толщина диффузионной зоны для всех режимов прессования составила 20-25 мкм. Отжиг в вакууме образцов (1100 °С, 2 ч), полученных прессованием с выдержкой под нагрузкой, приводит к увеличению толщины диффузионной зоны до 80-130 мкм.

После прессования и отжига среднее значение микротвердости ванадиевого сплава составило 225 HV, а стальных слоев - 175 HV.

**ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В  
НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ХРОМОВОЙ БРОНЗЕ В УСЛОВИЯХ  
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

**Фаизов И.А.<sup>1</sup>, Фаизова С.Н.<sup>2</sup>, Рааб Г.И.<sup>2</sup>, Аксенов Д.А.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Башгосуниверситет, Уфа*

<sup>2</sup>*Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа  
iafaiz@mail.ru*

Работа посвящена изучению закономерностей формирования структуры в низколегированном сплаве системы Cu-Cr в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) методом равноканального углового прессования (РКУП).

Хромовые бронзы относятся к дисперсионно-упрочняемым сплавам, для которых характер формирования и распределения в матрице частиц вторичных фаз легирующих элементов играет существенную роль при создании в материале оптимального сочетания функциональных свойств.

При обработке хромовых бронз методом РКУП наблюдается не типичные для равновесных фазовых диаграмм процессы, связанные с частицами легирующих элементов. Для понимания природы протекающих процессов были подготовлены специальные эксперименты.

В работе исследовались сплавы в различном исходном состоянии. Перед РКУП часть образцов выдерживались при 1050°C в течении 1, 5 и 10 часов с последующей закалкой в воду для получения пересыщенного твердого раствора с различным ансамблем частиц. Затем образцы подвергали РКУП и последующем старению.

В образцах с пересыщенным твердым раствором растворить все частицы не удалось. Интерметаллидные частицы, образовавшиеся в ходе литья, не растворились. Более того, длительная выдержка (5 и 10 часов) проведена для того, чтобы в результате процессов коагуляции частицы увеличились. Для детального изучения термодинамических процессов, происходящих с частицами вторичных фаз в ходе РКУП, частицы были идентифицированы по химическому составу и морфологии. Особое внимание уделялось анализу изменения размеров и характеру распределения частиц в зависимости от этапа обработки.

Установлено, что в процессе РКУП происходит уменьшение как размеров частиц, так и их количества. Однако, более глубокий анализ с учетом морфологии частиц показал, что одни частицы увеличиваются в размерах, в то время как другие уменьшаются.

Изменения микротвердости образцов с исходным пересыщенным твердым раствором, прошедшим РКУП и старение, сравнивали с образцами, с тем же исходным состоянием, но подвергнутым только старению. Оказалось, что РКУП с последующим старением привело к значительному увеличению микротвердости образцов, в сравнении с образцами прошедшими только этап старения. Предположительно наблюдаемое уменьшение размеров частиц легирующих

элементов при РКУП является следствием деформационно-стимулированного растворения частиц легирующих элементов.

Для того, чтобы исключить влияние распада твердого раствора при РКУП, были подготовлены образцы прошедшие отжиг при 400°C в течении 4 часов для получения состояния с полностью распавшимся твердым раствором. Затем, так же, образцы подвергали РКУП и последующему старению.

Проведен сравнительный анализ эволюции ансамбля частиц вторичных фаз, результатов рентгеноструктурного анализа и изменении показателей микротвердости и прочности при РКУП и последующем старении. Установлено, что, несмотря на отсутствие в исходном состоянии твердого раствора, после старения происходит увеличение микротвердости и прочности, восстанавливается электропроводность до исходного уровня. Это возможно только при условии распада твердого раствора, образованного при РКУП.

Совокупность полученных данных позволяет утверждать, что в условиях РКУП происходят не только изменения структуры матрицы, но и протекают процессы, изменяющие термодинамическое состояние твердого раствора - деформационно-стимулированный распад твердого раствора и деформационно-стимулированное растворение частиц вторичных фаз.

Работа выполнена при поддержке проект РФФИ №13-08-01073 А.

## **ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТАЛИ 08X18N10T**

**Максимкин О.П.<sup>1</sup>, Гусев М.Н.<sup>1</sup>, Цай К.В.<sup>1</sup>, Яровчук А.В.<sup>1</sup>,  
Рыбальченко О.В.<sup>2,3</sup>, Еникеев Н.А.<sup>4</sup>, Валиев Р.З.<sup>4</sup>, Добаткин С.В.<sup>2,3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт ядерной физики НЯЦ РК, Алматы (Республика Казахстан)*

<sup>2</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

<sup>3</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,*

*Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва*

<sup>4</sup>*Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа*

*rubalchinko@mail.ru*

Известно, что границы зёрен являются эффективными стоками для радиационно-внесённых дефектов, в первую очередь точечных. Резкое увеличение объёмной доли границ зёрен при существенном уменьшении размера зёрен должно приводить к значительному уменьшению последствий воздействия нейтронного облучения на реакторные материалы. Однако результаты экспериментов по исследованию эволюции структуры и свойств наноструктурных промышленных материалов под воздействием высоких доз нейтронного излучения, являющегося основным источником радиационного воздействия на материал в ядерных реакторах, крайне мало представлены в литературе.

Целью данной главы являлось выявление изменений структурно-фазового состояния стали 08X18H10T в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии после облучения нейтронами в реакторе ВВР-К.

Деформацию осуществляли методом кручения под гидростатическим давлением (КГД) с  $N=5$  оборотов при комнатной температуре на образцах диаметром 10 мм и толщиной 1 мм. Толщина образцов после деформации составила 0,5 мм. После КГД размер зерен (субзерен) стали составляет 50 -300 нм. После облучения нейтронами с максимальным флюенсом  $2 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup> субмикронный размер структурных элементов стали 08X18H10T после КГД сохранился. Радиационных дефектов не было выявлено. В результате облучения образцов после КГД и последующего отжига при 550°C с выдержкой 1ч наблюдали рекристаллизованную структуру с размером зерна 0,5 – 1,6 мкм, наличие двойников отжига и выделения карбидов типа  $M_{23}C_6$ .

Исследования коррозионной стойкости стали в растворе 5%  $FeCl_3$  показали, что скорость коррозии образца после КГД выше скорости коррозии образца в крупнозернистом состоянии. Еще сильнее подвержены коррозии ультрамелкозернистые образцы, отожженные при 550°C в течение 1 часа. Различие коррозионной стойкости образцов в ультрамелкозернистом состоянии можно объяснить влиянием границ зерен, как зон с повышенной дефектностью, наличием мартенсита, а также выделениями карбидов по границам. После облучения скорость коррозии образцов с ультрамелкозернистой структурой возрастает.

Механические свойства облученной стали исследовали с помощью Shear - Punch испытания. Полученные данные не выходят за пределы разброса, ожидаемого при Shear -Punch испытаниях (5-8%), что свидетельствует о высокой стойкости УМЗ стали под облучением вплоть до флюенса  $2 \times 10^{20}$  н/см<sup>2</sup> (~0.05 сна).

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (проект №14.А12.31.0001).

**ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Cu-Cr-Ni ПРИ ПОМОЩИ ДИФФУЗИИ ИЗОТОПА  $^{63}\text{Ni}$** 

**Страумал П.Б.<sup>1,2</sup>, Вегнер М.<sup>3</sup>, Шаньгина Д.В.<sup>1,2</sup>, Дивинский С.В.<sup>3</sup>,  
Добаткин С.В.<sup>1,2</sup>, Вильде Г.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва*

<sup>3</sup>*Институт физики материалов Университета Мюнстер, Мюнстер (Германия)  
pstraumal@yandex.ru*

Границы зерен в ультрамелкозернистых (УМЗ) материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД), находятся в неравновесном состоянии. Они отличаются более высокими поверхностной энергией, полями деформации и свободным объемом, чем обыкновенные равновесные границы зерен в недеформированном состоянии. Свойства неравновесных границ зерен происходят от высокой плотности введенных дислокаций, присущих такому неравновесному состоянию.

В данной работе исследовалась диффузия изотопа  $^{63}\text{Ni}$  в сплаве Cu-0,7%Cr-0,9%Ni после ИПД обработки. Проводилась ИПД обработка двух типов: равноканальное угловое прессование (РКУП) по маршруту Вс при комнатной температуре и кручение под гидростатическим давлением (КГД) с N=5 оборотов при скорости 1 об/мин и давлении 5 ГПа.

После ИПД обработки на полированные образцы наносили изотоп  $^{63}\text{Ni}$ . Далее проводился диффузионный отжиг в кварцевой ампуле, заполненной аргоном. Диффузионные отжиги проводились в области температур от 150 до 300°C при выдержках, исключаяющих объемную диффузию.

Образцы разделяли на слои порядка микрона и измеряли радиоактивность полученных слоев методом жидкостной сцинтилляции. Далее строилась зависимость относительной радиоактивности от квадрата глубины проникновения изотопа.

Полученные профили для РКУП и КГД образцов различались количеством наклонных участков. Чем меньше угол наклона профиля, тем больше глубина проникновения изотопа, то есть больше скорость диффузии. Профили КГД образцов обладали одним наклонным участком. Профили РКУП образцов обладали двумя наклонными участками: «быстрым» и «медленным». Каждый из них отвечает за отдельный диффузионный процесс. В частности, скорость диффузии «медленного» процесса в РКУП и единственного процесса в КГД соответствует зернограничной диффузии изотопа  $\text{Ni}^{63}$  в крупнокристаллической меди.

«Быстрый» диффузионный процесс в РКУП обработанных образцах протекает по неравновесным границам зерен. При этом в сплаве Cu-0,7%Cr-0,9%Ni он на порядок медленнее, чем в сплавах Cu с Zr и Pb в работах Аммоля и

Риббе. Это можно объяснить более эффективным блокированием путей «быстрой» диффузии одновременно атомами Сг и более крупными атомами Нf.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 13-08-00102), ERA.NetRUS (проект STP-219) и Министерства образования и науки РФ (проект №14.А12.31.0001).

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ

Мартыненко Н.С.<sup>1,2</sup>, Шаньгина Д.В.<sup>1,2</sup>, Бочвар Н.Р.<sup>2</sup>, Янечек М.<sup>3</sup>,  
Добаткин С.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,

Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва

<sup>3</sup>Карлов университет, Прага (Чешская Республика)

nata\_roug@mail.ru

Низколегированные циркониевые бронзы характеризуются хорошим сочетанием тепло- и электропроводности с высокими прочностными свойствами. Они широко используются в промышленности в качестве электродов контактной сварки. На наш взгляд, представляется целесообразным изучение предельного измельчения структуры промышленных медных сплавов.

Целью работы является изучение закономерностей изменения структурно-фазового состояния и микротвердости Cu-0,18% Zr сплава при кручении под гидростатическим давлением и последующем нагреве.

В качестве материала исследования выбран сплав Cu-0,18 масс.% Zr. Пруток сплава после теплой экструзии при температуре 500 °С (степень вытяжки 5,4), был подвергнут кручению под гидростатическим давлением (КГД). Деформацию осуществляли на наковальне Бриджмена при комнатной температуре со скоростью 1 об/мин. КГД проводили под давлениями 2 и 4 ГПа, при каждом из которых осуществляли 3, 5 и 15 оборотов. Для получения постоянной конечной толщины КГД проводили в «лунке» глубиной 0,6 мм.

Исследование структуры сплава после КГД показало, что размеры структурных элементов 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.

Значения микротвердости для давления 4 ГПа находятся несколько выше, чем для давления 2 ГПа, но в пределах погрешности. Различия в значениях микротвердости сплава Cu-Zr, деформированного с разными степенями деформации и в исходном недеформированном состоянии, сохраняются при

температуре до 400 °С. При нагреве на температуру 500 °С эти значения становятся близкими. При нагреве значения электросопротивления мало изменяются до температуры 250-300°С, а затем начинают уменьшаться, что связано с процессами старения с выделением частиц  $Cu_5Zr$  и началом рекристаллизации. Уменьшение значений электросопротивления при нагреве выше температур 250-300°С сопровождается либо сохранением значений микротвердости после КГД вплоть до температуры 400°С, либо некоторым повышением микротвердости, как в случае КГД с 4 ГПа и  $N=15$ .

Таким образом, показана возможность старения в исходно горячепрессованном  $Cu-Zr$  сплаве после КГД при последующем нагреве за счет образования частично пересыщенного твердого раствора при растворении первичных частиц  $Cu_5Zr$  в ходе КГД.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-08-00102, ERA.Net RUS (№ STP-219) и Министерства образования и науки РФ (проект №14.A12.31.0001).

#### **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ МА2-1пч**

**Пережогин В.Ю.<sup>1</sup>, Диез М.<sup>2</sup>, Серебряный В.Н.<sup>3</sup>, Галкин С.П.<sup>4</sup>, Эстрин Ю.З.<sup>5,6</sup>,  
Добаткин С.В.<sup>1,3,6</sup>**

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
Кафедра металловедения и физики прочности, Москва*

<sup>2</sup>*Сеульский национальный университет, Сеул (Республика Южная Корея)*

<sup>3</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

<sup>4</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
Кафедра технологии и оборудования трубного производства, Москва*

<sup>5</sup>*Университет им. Монаша, Мельбурн (Австралия)*

<sup>6</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва  
perevitayr@mail.ru*

Методы интенсивной пластической деформации (ИПД) в последние годы широко используются для магниевых сплавов с целью повысить уровень их механических свойств за счет изменения параметров микроструктуры и текстуры.

Одним из новых способов ИПД, позволяющих эффективно формировать мелкозернистую структуру, является радиально-сдвиговая прокатка (РСП). Особенностью процесса является схема напряженно-деформированного состояния, позволяющая формировать мелкозернистую структуру в поверхностном слое деформируемой заготовки. Кроме того, РСП является одним из немногих на сегодняшний день способом получения проката с формой

поперечного сечения, максимально приближенной к круглому профилю, и мелкозернистой структурой.

В ходе работы изучено влияние температурно-деформационных параметров РСП на формирование однородной мелкозернистой структуры по сечению прутков магниевого сплава МА2-1пч. Прокатку проводили с постепенным уменьшением диаметра заготовки с 58 до 15 мм и уменьшением температуры деформации с 420 до 150°С. Для РСП использовали заготовки с размером зерна 17 мкм.

С понижением температуры прокатки наблюдали уменьшение размера зерна. Мелкие равноосные зерна являются следствием динамической рекристаллизации. Во многих образцах имелись как мелкие равноосные, так и крупные исходные зёрна, что говорит о неполноте проработки материала. Размер зерна постепенно уменьшался с обработкой, причём на периферии значительно сильнее (до 1,5 мкм). В целом результаты исследования структуры показали, что в конечном состоянии образцы сплава, подвергнутого РСП с суммарной деформацией 73%, практически полностью проработаны по сечению прутка.

Результаты показывают, что как для периферии, так и для центра образца микротвёрдость возрастает с уменьшением размера зерна с ~600 до 800 МПа. Отличие периферии от центра заключается в более высоких значениях микротвёрдости. В целом эти данные указывают на корреляцию между средним размером зерна и микротвёрдостью и подтверждают вывод о практически полной проработке материала в конечном состоянии после РСП.

Из результатов текстурных исследований видно, что базисная текстура предварительной прокатки постепенно меняется с обработкой и стремится к аксиальной призматической текстуре. При этом происходит рассеяние ориентировок прокатки.

Анализ полученных данных показывает корреляцию между прочностными механическими свойствами и средним размером зерна для различных состояний сплава после РСП. С уменьшением размера зерна наблюдается рост и предела текучести до 200 МПа, и предела прочности до 330 МПа. Что касается относительного удлинения, то аналогичной закономерности выявить не удалось.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 13-03-00564) и Минобрнауки РФ (Госконтракт №14.А12.31.0001).

## ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СИЛУМИНОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Алсараева К.В.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1, 2</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>,  
Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Комиссарова И.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск  
gromov@physics.sibsiu.ru, yufi55@mail.ru

Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлов и сплавов является электронно-пучковая обработка (ЭПО), для установления оптимальных режимов которой необходимо знание закономерностей и физических механизмов формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры поверхностных слоев при электронно-пучковом облучении.

В ходе исследований в работе [1] был выявлен режим облучения высокоинтенсивным электронным пучком, позволяющий в ~2,5 раза увеличить усталостную долговечность стали Э76Ф. Исходя из этого, можно сделать предположение, что похожее влияние будет наблюдаться при обработке электронными пучками силуминов, которые обладают повышенной склонностью к хрупкому разрушению при длительном действии внутренних или внешних напряжений на твердый раствор сплава.

Целью настоящей работы является выявление на различных масштабных уровнях закономерностей и физической природы формирования и эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры силуминов, подвергнутых электронно-пучковой обработке и последующей многоцикловой усталости до разрушения.

Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. При испытаниях определялось число циклов до полного разрушения образцов с размерами 8x15x145 мм<sup>3</sup> и концентратором напряжений в виде полукруглого выреза радиусом 10 мм.

Модификацию поверхностного слоя осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия. Режим электронно-пучковой обработки: энергия электронов  $eU = 15-20$  кэВ; длительность импульса воздействия пучка электронов  $\tau = 50, 100, 150, 200$  мкс; количество импульсов воздействия  $N = 1, 3, 10, 50, 100$ ; частота следования импульсов  $f = 0,3$  Гц; плотность энергии пучка электронов  $E_s = 5 - 30$  Дж/см<sup>2</sup>. Исследование влияния электронно-пучковой обработки на структурно-фазовые состояния и дефектную субструктуру силумина будет осуществляться методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (метод тонких фольг), а морфологию поверхности облучения и поверхность разрушения образцов – методами сканирующей электронной микроскопии.

*Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.*

Литература

1. В.Е. Громов, В.А. Гришунин, Ю.Ф. Иванов [и др.] Природа увеличения усталостной долговечности рельсовой стали электронно-пучковой обработкой // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2012. – № 4. – С. 49 – 56.

# *СЕКЦИЯ 1*

## *СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ*





## СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

**Капуткина Л.М., Капуткин Д.Е., Свяжин А.Г., Смарыгина И.В., Киндоп В.Э.,  
Бобков Т.В.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва  
kaputkina@mail.ru*

Первые работы по исследованию влияния термомеханической обработки (ТМО) на коррозионную стойкость сталей были выполнены М.Л. Бернштейном с сотрудниками. Было показано, что при правильно выбранных режимах ТМО удается добиться одновременного повышения прочности и коррозионной стойкости сталей.

Легирование азотом чаще используется для упрочнения, особенно аустенитных хромоникелевых нержавеющей сталей. В виду сложности и многофакторности влияния азота до сих пор нет четких критериев выбора рационального содержания азота и получаемой структуры для сталей различного назначения. Повышение содержания азота и азота+углерода из-за большего пересыщения твердого раствора может увеличить эффект старения во время и после деформации. Это в свою очередь приведет к изменению процессов структурообразования и ухудшению коррозионных и других специальных свойств.

В настоящей работе экспериментально исследовано влияние легирования азотом на упрочнение и коррозионную стойкость аустенитной хромоникелевой стали различной чистоты в условиях, когда азот находится в твердом растворе. Оценены стойкость к коррозии общей (в морской воде (3% NaCl) и в кислой среде (0,5М H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>), в том числе с продувкой H<sub>2</sub>S), межкристаллитной и питтинговой. Легирование азотом не существенно изменяет сопротивление коррозии сталей типа X18АН10 в сильно агрессивных средах (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> и особенно H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + H<sub>2</sub>S).

При испытаниях на стойкость к общей коррозии в 3% NaCl образцы всех исследуемых сталей в период испытаний находились в пассивном состоянии, но имели ярковыраженные питтинги. При этом сталь X18АН10 с N=0,220 % чистая по примесям более стойка к коррозии в хлорсодержащих средах. По средней условной скорости питтинговой коррозии, исследуемые стали близки по уровню, вместе с тем стойкость азотистой (типа X18АН10 N=0,186 %) и безазотистой (12X18Н10Т) сталей обычной промышленной выплавки примерно одинаковы и меньше, чем у чистой стали (X18АН10 с N=0,220 %). Оценки стойкости к межкристаллитной коррозии показали, что исследуемые стали, в том числе и в термомеханически упрочненном состоянии, стойки к данному виду коррозии.

Таким образом, легирование аустенитной хромоникелевой стали типа X18Н10 азотом в количестве до 0,220 % при отсутствии дополнительного выделения нитридов перспективно для повышения прочности и коррозионной

стойкости в слабоагрессивных хлоридсодержащих средах (морская вода). Дополнительное повышение коррозионной стойкости достигается за счет повышения чистоты сталей по примесям.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России.

## ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МНОГОФАЗНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПРОМЫШЛЕННОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

Поляк Е.И.

*ArcelorMittal Global R&D (США)*  
*evgueni.poliak@arcelormittal.com*

В последние годы интенсивно развивается производство высокопрочных многофазных сталей (ВМФС) для автостроения, стимулированное стремлением снизить вес автомобилей и одновременно повысить их безопасность. В настоящее время осваиваются листовые ВМФС третьего поколения (ВМФС-3) с прочностью выше 1500 МПа и высокой пластичностью. Конечные свойства таких сталей получают в результате отжига или нанесения покрытия после холодной прокатки. Достижение комплекса свойств ВМФС-3 требует таких параметров обработки, чтобы на каждой стадии производства обеспечивались размеры, качество поверхности, микроструктура и механические свойства полуфабриката, оптимальные для последующей стадии. При горячей прокатке на НШПС, не являющейся в данном случае конечной операцией, необходимо получить микроструктуру и свойства полосы, оптимальные для холодной прокатки и получения конечных свойств сталей. Другими словами, речь идет о ТМО при горячей прокатке как о тщательно контролируемой последовательности деформаций и охлаждения в определенных температурно-скоростных диапазонах.

ВМФС-3 имеют повышенные по сравнению с другими автолистовыми сталями концентрации углерода ( $0,3 \div 0,5$  %), содержат одновременно большие количества Mn (до 7 %), Si, Al (в сумме до 5 %) с Mo добавками (до 0,3 %), Cr (до 1 %), Nb (до 0,1 %), Ti, В и т.д. Следствием такого легирования является практически полное подавление статической рекристаллизация (СР) аустенита в коротких междеформационных паузах; при этом стимулируется динамическая (ДР) и метадинамическая рекристаллизация (МДР). Кроме того, снижаются температуры и увеличивается время начала фазовых превращений при охлаждении полос после окончания горячей прокатки, вследствие чего превращения полностью протекают в уже смотанных рулонах, охлаждение которых практически не поддается контролю в производственных условиях. Продуктами превращения аустенита являются, как правило, повышающие прочность низкотемпературные фазы. В результате либо вообще становится

невозможным проводить холодную прокатку, либо получаемые форма, планшетность, качество поверхности холоднокатаных полос делают их непригодными для дальнейшей обработки, часто наблюдается сильная разнотолщинность, растрескивание кромок и т.д., поскольку горячекатаные полосы имеют высокую прочность, низкую пластичность и сильно выраженную неоднородность микроструктуры и свойств по длине и ширине. В этой связи необходима разработка таких режимов горячей прокатки на НШПС, которые, в отличие от традиционной контролируемой прокатки, позволили бы, с одной стороны, в максимальной степени снизить прочность (и, соответственно, повысить пластичность) горячекатаных полос, а также устранить неоднородности микроструктуры, и, с другой стороны, позволили бы максимально ускорить начало и кинетику фазовых превращений аустенита после горячей прокатки, что, в свою очередь, позволило бы контролировать тип и степень прохождения превращения в ходе ускоренного охлаждения полосы до смотки. Этого удалось добиться при горячей прокатке за счет применения ТМО, основанной на иницировании последовательных циклов ДР и МДР в чистовых проходах.

### **ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И КИНЕТИКИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АУСТЕНИТА ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ**

**Спектор Я.И., Куницкая И.Н.**

*Украинский научно-исследовательский институт специальных сталей, сплавов и ферросплавов ГП «УкрНИИ Спецсталь», Запорожье (Украина)  
yaispector@mail.ru*

Перспективным направлением в прокатном производстве специальных сталей и сплавов является создание сквозных энергосберегающих технологий совмещенной деформационно-термической обработки. При этом появляется возможность исключения или сокращения длительности термообработки проката с отдельного нагрева в термических цехах и участках за счет использования тепла прокатного нагрева при закалке, нормализации конструкционных и коррозионностойких сталей, отжиге высокоуглеродистых подшипниковых и инструментальных сталей. Кроме энергосбережения при т. н. регулируемой (по температуре, степени и скорости) горячей деформации в сочетании с оптимальными режимами последующей термообработки достигаются наибольшие структурные эффекты. В результате обеспечиваются физико-механические свойства специальных сталей, недостижимые при термической обработке с отдельного нагрева.

Структурные и энергосберегающие эффекты связаны с ускорением структурообразования и фазовых превращений в процессе прокатки за счет динамической рекристаллизации непосредственно в очаге деформации. В стали

ШХ15 наблюдали обогащение углеродом и хромом как границ исходных зерен, так и границ динамически рекристаллизованных зерен аустенита. Установлено, что развитие динамической рекристаллизации согласуется со сдвиговым механизмом пластической деформации, характерным для высоких температур, когда происходит значительная локализация деформации в грубых следах (пакетах) скольжения. За счет динамической рекристаллизации с сохранением развитой дислокационной структуры горячедеформированного аустенита уменьшается размер зерна, снижаются на 1–2 балла карбидная сетка и остатки пластинчатого перлита; уменьшается с 0,8 мкм до 0,45 мкм средний размер карбидов; повышается однородность и дисперсность зернистого перлита после отжига подшипниковых и инструментальных сталей.

В результате возрастает на 30–50 % контактная выносливость; увеличивается в 1,2–1,5 раза работа разрушения пальцев траков, шариков подшипников и других деталей из проката с совмещенной деформационно-термической обработкой. В конструкционных сталях в состоянии закалки и отпуска или нормализационной термообработки с прокатного нагрева возрастает прочность в 1,5–2 раза; пластичность в 1,2–1,4 раза; сопротивление разрушения при динамических и циклических нагрузках; долговечность длинномерных изделий (например, буровых штанг) — в 2–3 раза и др.

Установленные особенности процессов структурообразования и рекристаллизации аустенита при многопроходной горячей деформации специальных сталей использованы при разработке энергосберегающей технологии совмещенной деформационно-термической обработки. Построены диаграммы кинетики рекристаллизации аустенита, в том числе, совмещенные с диаграммами фазовых превращений переохлажденного аустенита при охлаждении проката; разработан температурный критерий для развития 50 % динамической рекристаллизации в очаге деформации. Учтены результаты работ М.Л. Бернштейна и его сотрудников, ученых института «УкрНИИспецсталь» по распределению вторых фаз в аустените при высокотемпературном нагреве под деформацию, измельчению зерна при многопроходной прокатке в конструкционных, подшипниковых, коррозионностойких сталях.

При опробовании технологии совмещенной деформационно-термической обработки в условиях действующих сортопрокатных станов «550» и «950» на ПАО «Днепрспецсталь» получены повышенные, соответствующие требованиям современных стандартов, физико-механические свойства проката специальных сталей. Длительность термообработки за счет использования тепла прокатного нагрева сокращается на 30 – 100 %.

Разработаны совместно с Государственным институтом по проектированию промышленных предприятий ГП «ГИПРОПРОМ» рекомендации для технологических заданий (ТЛЗ) на проектирование и строительство перспективных модульных линий совмещенной деформационно-термической обработки проката легированных конструкционных, подшипниковых (в том числе теплостойких для авиации), коррозионностойких сталей и дооснащения действующих прокатных станов; разработаны технологические и

термокинетические схемы, температурно-деформационные режимы, определен состав оборудования.

## **КОМБИНИРОВАННЫЕ ОБРАБОТКИ ХРОМОМАНГАНЦОВИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ, УЧИТЫВАЮЩИЕ СТАБИЛЬНОСТЬ ИХ АУСТЕНИТА ПО ОТНОШЕНИЮ К ОБРАЗОВАНИЮ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ**

**Малинов Л.С.**

*Приазовский государственный технический университет, Мариуполь (Украина)  
leonid\_malinov@yandex.ru*

Наиболее высокий уровень прочностных свойств в сочетании с достаточной пластичностью в хромоманганцовистых аустенитных сталях с метастабильным аустенитом может быть получен применением комбинированных обработок, сочетающих деформацию и термообработку, проводимых в разных сочетаниях и последовательности. Однако при проведении упрочняющих обработок зачастую не учитывается исходная стабильность аустенита в сталях, что не позволяет получить наиболее высокий уровень механических свойств.

Установлено, что в случае низкой стабильности аустенита в исходном (после закалки) состоянии необходимо проведение предварительных обработок, стабилизирующих его в сталях. Они могут включать теплую или холодную пластическую деформацию с последующим низкотемпературным нагревом и выдержкой, создающими полигональную или ячеистую субструктуру. В ряде случаев целесообразно обеспечить стабильность аустенита более высокую, чем требуется. Заключительной обработкой является ХПД, упрочняющая аустенит и активизирующая до требуемого уровня развитие мартенситного превращения при нагружении.

В сталях, характеризующихся в исходном после закалки состоянии малой интенсивностью деформационного мартенситного превращения, предварительная обработка должна быть направлена на упрочнение аустенита и его дестабилизацию. Для этого необходимо проводить старение, деформацию и старение, деформационное старение, вызывающие выделение избыточных фаз и обеднение аустенита до необходимого уровня углеродом и/или легирующими элементами.

Эффективными являются обработки, включающие на первом этапе более сильную, чем требуется, дестабилизацию аустенита, для упрочнения его дисперсными равномерно распределенными частицами выделяющейся фазы. Последующая теплая деформация должна упрочнить аустенит и стабилизировать его до требуемого уровня.

В результате комбинированных обработок, учитывающих исходную стабильность аустенита в хромоманганцевых метастабильных аустенитных

сталях, удается получить следующий уровень механических свойств:  $\sigma_B \geq 1600$  МПа,  $\delta \geq 18$  %.

Можно полагать, что целесообразен подобный подход, учитывающий исходную стабильность аустенита, при проведении комбинированных обработок хромоникелевых аустенитных сталей с метастабильным аустенитом.

## СПОСОБ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Малинов Л.С., Бурова Д.В.

*Приазовский государственный технический университет, Мариуполь (Украина)*  
*leonid\_malinov@yandex.ru*

Для достижения высокого уровня прочностных свойств у метастабильных аустенитных сталей широко применяется холодная пластическая деформация с большими степенями обжатия. Во многих случаях это существенно снижает их пластичность.

Получить в хромоманганцевых метастабильных аустенитных сталях повышенный уровень прочностных свойств в сочетании с достаточной пластичностью позволяет способ деформационно-термической обработки, включающий холодную пластическую деформацию (ХПД), степень которой должна быть максимальной, но еще не вызывающей появления трещин, последующий нагрев в интервал между температурами начала и завершения превращения образовавшегося при деформации мартенсита ( $\alpha''$ ) в аустенит межкритический интервал температур (МКИТ).

Температура нагрева и выдержки в МКИТ выбирается с таким расчетом, чтобы после охлаждения в структуре присутствовали бы не менее 30 % мартенсита и метастабильный аустенит, претерпевающий при нагружении динамическое деформационное превращение (ДДМП).

В том случае, когда после охлаждения из МКИТ до комнатной температуры при испытаниях механических свойств в стали ДДМП развивается интенсивно, и уже при небольших степенях деформации ( $\epsilon \sim 10$  %) прирост мартенсита деформации превышает  $\sim 15$  %, что снижает прочностные свойства и пластичность, следует скорректировать обработку. Охлаждение из МКИТ следует осуществить вначале до 300 °С, выдержав при этой температуре  $\sim 1$  ч., после чего охладить до комнатной температуры. Выдержка при 300 °С приводит к стабилизации аустенита и повышает временное сопротивление и относительное удлинение.

При необходимости дополнительного повышения прочностных свойств, если есть значительный запас пластичности, следует дополнительно провести

ХПД с небольшими степенями ( $\epsilon = 10-15\%$ ) в сочетании с нагревом на  $300\text{ }^\circ\text{C}$  и выдержкой  $\sim 1$  ч. Последняя обработка позволяет уменьшить внутренние напряжения, возникшие после ХПД, и сохранить необходимую пластичность при повышенной прочности.

Данный способ деформационно-термической обработки обеспечивает в исследованных хромомарганцевых метастабильных сталях получение следующих механических свойств:  $\sigma_{0,2} \geq 1100$  МПа,  $\delta \geq 20\%$ .

Не исключено, что аналогичный способ обработки применим к метастабильным аустенитным сталям и другим систем легирования.

### **РАЗРАБОТКА ПЕРСПЕКТИВНЫХ СПОСОБОВ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ, ПУТЕМ СОЗДАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ СЛОЕВ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ, САМОУПРОЧНЯЮЩИХСЯ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ**

**Чейлях А.П., Чейлях Я.А., Караваева Н.Е.**

*Приазовский государственный технический университет, Мариуполь (Украина)  
cheilyakh\_o\_p@pstu.edu, NatkaKaravaeva@yandex.ua*

Традиционные способы химико-термической обработки отличаются большой длительностью и энергозатратностью, в связи с чем ускорение этого процесса, без потери результата, представляется актуальным. При этом недостаточно внимания уделяется изучению метастабильных состояний упрочненных слоев, способных к развитию деформационных мартенситных превращений в процессе испытаний (ДМПИ) и эксплуатации, что обеспечивает эффект деформационного самоупрочнения и повышения эксплуатационного ресурса изделий.

Целью настоящей работы является изучение возможности формирования метастабильных науглероженных слоев с использованием плазменного нагрева с различной величиной тепловложения. Для исследований использовались образцы из конструкционной стали 25ХГТ после стандартного режима цементации в производственных условиях. Плазменная закалка осуществлялась с различной величиной тепловложения, что регулировалось скоростью перемещения образцов относительно плазменной струи аргона (от  $0,08$  м/час до  $0,63$  м/час). Соответственно, нагрев проводился до различных температур от  $800-900\text{ }^\circ\text{C}$  без оплавления до  $1600-1700\text{ }^\circ\text{C}$  с макрооплавлением поверхности. После плазменного воздействия происходило естественное охлаждение упрочненной поверхности за счет теплопроводности стали, со скоростью выше критической. Величиной тепловложения регулировали различные фазово-структурные состояния упрочненного слоя с содержанием различного количества и степени метастабильности остаточного аустенита ( $A_{ост}$ ) наряду с мартенситом и цементитом.

Такой способ позволяет получить повышенное содержание углерода на поверхности исследуемых образцов благодаря проведению цементации, а затем, за счет проведения плазменной закалки цементованного слоя при повышенных температурах нагрева, получить мелкодисперсный мартенсит, карбиды и повышенное количество метастабильного  $A_{\text{ост}}$ . С увеличением температуры плазменного нагрева возрастает количество  $A_{\text{ост}}$ , от чего зависит и степень его метастабильности. При оптимальных параметрах плазменной обработки достигается эффект комплексного поверхностного упрочнения, а затем дополнительного самоупрочнения и повышения износостойкости непосредственно в процессе испытаний и эксплуатации изделий за счет реализации  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПИ.

## ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ

Чейлях А.П., Чейлях Я.А.

*Приазовский государственный технический университет, Мариуполь (Украина)  
cheilyakh\_o\_p@pstu.edu, yan.cheilyakh@gmail.com*

Одно из перспективных научных направлений создания новых материалов с повышенными свойствами предусматривает формирование метастабильных состояний и использование управляемых деформационных фазовых превращений при испытаниях (ДФПИ) и эксплуатации: мартенситных  $\gamma \rightarrow \alpha'$ ;  $\gamma \rightarrow \varepsilon'$ ;  $\gamma \rightarrow \varepsilon' \rightarrow \alpha'$ ; (ДМПИ), динамического деформационного старения и др. На этом принципе разработаны высокопрочные безникелевые метастабильные стали аустенитного, аустенитно-мартенситного, мартенситно-аустенитного классов; коррозионно-стойкие и жаростойкие стали аустенитно-ферритного и феррито-аустенитного классов. Для них разработаны новые способы упрочнения:

- закалка: ступенчатая, со ступенчатым нагревом, скоростная высокотемпературная, низкотемпературная, реализующие предложенный принцип гетерогенизации аустенита, предшествующей мартенситному превращению при охлаждении;

- ТМО с горячей, теплой, холодной деформацией, комбинацией с термической обработкой, регулирующей кинетику  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПИ и обеспечивающие эффект дополнительного самоупрочнения при испытаниях;

- ХТО: цементация с последующей закалкой; скоростное термоциклическое цианирование; закалка с обезуглероживающей аустенитизацией, что обеспечивает получение метастабильного остаточного аустенита ( $A_{\text{ост}}$ ) или напротив, дестабилизацию чрезмерно стабильного аустенита, реализующее  $\gamma_{\text{ост}} \rightarrow \alpha'$  ДМПИ;

- термоциклическая обработка (ТЦО) по схемам: ВТЦО; НТЦО; СТЦО, обеспечивающие измельчение структуры и регулирующие развитие ДМПИ;

- плазменная, электронно-лучевая, лазерная обработки с регулированием тепловложения, что обеспечивает разную степень нагрева без оплавления или с оплавлением поверхности и создание метастабильных состояний.

Созданы экономнолегированные высокоизносостойкие чугуны с метастабильной аустенитно-карбидной, аустенитно-мартенситно-карбидной, мартенситно-аустенитно-карбидной структурой на Fe-Cr-Mn-C и Fe-Mn-C основах. Предложены способы ступенчатой закалки, НТЦО и др. для повышения их износостойкости. Разработаны новые экономнолегированные (безникелевые) порошковые проволоки для наплавки износостойкого наплавленного метастабильного металла (НММ), новые способы термической обработки, ХТО, ТЦО, плазменной закалки без оплавления и с оплавлением поверхности НММ. Они позволяют регулировать фазовое соотношение мартенсита и метастабильного аустенита в диапазоне от 0 до 100 %, кинетику  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПИ и управлять износостойкостью и механическими свойствами.

Разработанные экономичные материалы являются серьезной альтернативой многим маркам сталей и чугунов, которые легированы дефицитными и дорогостоящими элементами (никелем, молибденом, ванадием, ниобием). Новые способы обработок приемлемы для многих марок стандартных сталей (стали 25, 25Г, 18ХГТ, 25ХГТ, 6ХС, 55С2, 45ХН2МФА, 12Х13, 20Х13, 30Х13, 9ХС, ХВГ, Х12М, Х12Ф1, 110Г13Л и др.) и чугунов, обеспечили значительное повышение комплекса механических и служебных свойств изделий из этих материалов.

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Дельгадо Рейна С.Ю.<sup>1</sup>, Счастливец В.М.<sup>1</sup>, Табатчикова Т.И.<sup>1</sup>,  
Яковлева И.Л.<sup>1</sup>, Голосиенко С.А.<sup>2</sup>, Пазилова У.А.<sup>2</sup>, Хлусова Е.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Государственный научный центр ЦНИИ конструкционных материалов

«Прометей»,

Санкт-Петербург

delgadosvetlana@gmail.com

Исследованы структура и механические свойства листового проката из низкоуглеродистой низколегированной стали типа 10ХН2МД (таблица 1), подвергнутой ТМО в промышленных условиях по двум схемам: 1. Закалка в УКО с отпуском; 2. Схема 1+ дополнительная закалка с печного нагрева и отпуск.

Таблица 1. Химический состав стали 10ХН2МД, масс. %

№ плавки	C	Si	Mn	Cr + Ni + Cu + Mo	V + Nb + Ti	Al
1	0,1	0,3	0,6	3,0	0,04	0,03
2	0,1	0,3	0,6	3,5	0,04	0,03

Установлено, что при близких значениях механических свойств показатель сопротивления хрупкому разрушению  $T_{кб}$  (порог хладноломкости) существенно ниже при использовании закалки в УКО, чем после дополнительной закалки с печного нагрева и отпуска. Результаты структурных исследований показали, что в листе плавки № 1 после закалки в УКО и отпуска сформировалась в основном структура речного мартенсита. Рейки имеют различную ориентацию, каждая отдельная рейка поделена на фрагменты шириной 0,2-0,4 мкм. По границам рек при отпуске выделились карбиды  $Me_6C$  размером 50-200 нм. Наличие такой фрагментированной структуры обуславливает низкое значение  $T_{кб} = -75^\circ C$ . После повторной закалки с печного нагрева и отпуска в этом же листе образовался бейнит, состоящий из широких игольчатых  $\alpha$ -кристаллов (0,6-1,0 мкм), на границах которых выделились крупные частицы карбидов  $Me_6C$ , образующих скопления. Такое изменение структуры привело к повышению значения порога хладноломкости до  $+5^\circ C$ .

Исследования структуры плавки № 2 подвергнутой закалке в УКО и отпуску, показали, что она значительную долю структуры составляет бейнит с развитым субзерненным строением. Такое структурное состояние обеспечивает низкую температуру хрупко-вязкого перехода ( $-100^\circ C$ ). При проведении повторной закалки структура утратила субзерненное строение, она стала состоять из рек, не поделенных на фрагменты, ферритных участков и крупных карбидов. Неполное растворение карбидов при нагреве под закалку вызвало изменение прокаливаемости стали, привело к развитию диффузионного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении с печного нагрева и появлению в структуре крупных ферритных участков и колоний вырожденного перлита. Уменьшение дисперсности структуры после повторной закалки, наличие феррита и перлита, несомненно, отрицательно повлияли на уровень ударной вязкости и, особенно, на порог хладноломкости ( $T_{кб} = -20^\circ C$ ).

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01201064335), а также при поддержке проектов Президиума РАН № 12-П-2-1030 и РФФИ 14-03-31455 мол\_а.

## К ВОПРОСУ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Дементьев В.Б., Сухих А.А., Махнева Т.М.

*Институт механики УрО РАН, Ижевск*

*ipm@udman.ru, demen@udman.ru, aasukhikh@mail.ru, mah@udman.ru*

На основе полученных сериальных кривых установлены закономерности формирования ударной вязкости КСУ при отрицательных температурах в мартенситно-стареющих сталях: 08X15H5Д2Т (ЭШП, ВДП) и Н18К9М5Т. В условиях Севера высокопрочную нержавеющей сталь 08X15H5Д2Т

предпочтительнее использовать после ВДП, который рафинирует сталь по примесям внедрения, исключая высокие напряжения, вносимые в кристаллическую решетку элементами внедрения. Кроме того, при равных условиях термоупрочнения (ТУО): закалки и старения, ВДП обеспечивает меньшую склонность к хрупкому разрушению при понижении температуры. Однако, если сталь ЭШП выплавлять с никелем на верхнем пределе, то её можно рекомендовать для работы даже при температурах  $\sim (-90\text{ }^{\circ}\text{C})$ .

Склонность к хрупкому разрушению при понижении температуры мартенситной стали Н18К9М5Т можно снизить созданием в структуре наноразмерного аустенита, устойчивого до температур жидкого азота, благодаря которому ударная вязкость и характеристики статической трещиностойкости в интервале температур  $(-196) \div (-40)\text{ }^{\circ}\text{C}$  повышаются при небольшом снижении прочности в 2 и в 1,5–3 раза соответственно.

### ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ТРУБ

Розенбаум М.А.<sup>1</sup>, Серебряков А.В.<sup>1</sup>, Швейкин В.П.<sup>1</sup>, Серебряков Ан. В.<sup>2</sup>,  
Смирнов С.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Уральский Федеральный университет, Екатеринбург,

<sup>2</sup>Первоуральский новотрубный завод, Первоуральск

<sup>3</sup>Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург

*Andrey.Serebryakov@chelpipe.ru, joeaiforia@gmail.com, svsv@imach.uran.ru*

Обеспечение гарантированной безопасности и экономической эффективности российских АЭС определяют высокие требования к качеству оборудования и его компонентам. Это делает актуальной задачу повышения качества поверхности холоднодеформированных труб из коррозионностойких сталей.

От качества поверхности труб зависят гидравлическое сопротивление и образование отложений в трубопроводах, сопротивление материала зарождению трещин при малоцикловой усталости и термоциклировании под напряжением, стойкость к межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию. Повышение качества поверхности обеспечивает увеличение ресурса и надежности работы труб.

Коррозионные дефекты, возникающие при эксплуатации труб парогенератора, предопределены технологией производства труб. При изготовлении парогенератора используют трубы бесшовные холоднодеформированные из стали марки 08X18H10T размером 16x1,5 мм с повышенным качеством поверхности. Трубы поставляют по ТУ 14-ЗР-197-2001 или ТУ 187-ТУ-039С. В состоянии поставки наружная поверхность труб шлифованная, внутренняя электрохимполированная или после светлого отжига.

Технология изготовления труб для парогенераторов АЭС включает совокупность операций горячей и холодной деформации, обточки и расточки, химической, термической и отделочных операций. Каждая из указанных операций определяет качество труб.

Поскольку дефекты, возникающие при эксплуатации труб парогенератора, предопределены технологией их изготовления, то практический интерес представляет провести анализ качества поверхности труб в состоянии поставки разных заводов-изготовителей. Проведены исследования качества поверхности, топографии и параметров шероховатости поверхности, остаточных напряжений в трубах и поверхностного наклепа металла труб. Выявлены факторы, влияющие на коррозионную стойкость труб. Проведены исследования влияния технологических операций на уровень остаточных напряжений и поверхностного наклепа.

На основании полученных результатов сделан вывод, что задача повышения качества теплообменных труб для парогенератор АЭС может быть решена путем создания новых технологий, исключающих остаточные напряжения и поверхностный наклеп труб в состоянии их поставки.

## **ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОРОШКОВЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**Рябичева Л.А., Жарский Н.И.**

*Восточноукраинский национальный университет им. В.Даля, Луганск  
ryabic@gmail.com*

Процессы диффузии в порошковых материалах происходят на стадиях спекания и ответственны за образование связей между частицами порошка. Для характеристики процессов диффузии при спекании применены законы Фика, связывающие величины направленного потока атомов с вынуждающим его градиентом концентрации. Пластическая деформация при различных температурно-скоростных условиях способствует ускорению диффузионного взаимодействия и влияет на процесс гомогенизации порошковых материалов.

Целью работы является анализ процесса диффузии при уплотнении порошкового пористого тела при различных температурно-скоростных условиях деформации.

Решение второго уравнения Фика для одномерной диффузии выполнено методом функций Грина. Получены определяющие уравнения изменения концентрации диффундирующего вещества по координате и времени, описывающее процесс диффузии при соответствующих начальных и граничных условиях.

Правомерность математической модели для порошковых систем проверяли путем сравнения расчетных и экспериментальных данных распределения

концентрации диффундирующего компонента в диффузионной зоне. Экспериментальные исследования выполнены на образцах, изготовленных из механической смеси порошков меди ПМС-1 и титана ВТ1-0 двусторонним прессованием и спеканием по ступенчатому режиму в среде синтез-газа в течение 3 ч. Деформирование выполняли по схеме одноосного сжатия при различных температурно-скоростных условиях. Изучали химический состав и распределение концентрации компонентов в диффузионной зоне, формирующийся при спекании и в процессе деформации. Коэффициент диффузии меди на порядок больше, чем титана, что свидетельствует о преимущественной диффузии меди в титан. После спекания коэффициенты диффузии принимают наименьшие значения и несколько увеличиваются в результате деформации. При температуре деформации, соответствующей температуре возврата, наблюдается начало диффузионного взаимодействия, в результате чего коэффициент диффузии меди увеличивается в 1,6-2 раза, а титана в 1,3-1,8 раза по сравнению с их величиной после спекания. Температура начала интенсивной диффузии соответствует температуре начала рекристаллизации, что свидетельствует о взаимосвязи механизмов процессов, развивающихся в твердой фазе порошкового материала одновременно. С увеличением скорости деформации коэффициенты диффузии увеличиваются вследствие увеличения энергии активации процесса деформации. Увеличение пористости порошкового материала приводит к уменьшению коэффициента диффузии в связи с тем, что пористость препятствует переносу диффундирующего вещества через фазу пор.

Коэффициенты диффузии зависят от температурно-скоростных условий деформации, следовательно, от механизмов возврата и рекристаллизации проходящих в твердой фазе порошкового материала.

## **СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ ВКЛЮЧЕНИЕ-МАТРИЦА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛЕЙ**

**Губенко С.И.**

*Национальная металлургическая академия Украины, Днепрпетровск (Украина)  
sgubenko@email.dp.ua*

В процессе пластической деформации происходит трансформация межфазных границ включение-матрица, характер которой определяется многими факторами (тип включения, состав матрицы, условия воздействия и т.д). Целью данной работы был анализ данных о строении межфазных границ включение-матрица, а также факторов, определяющих их сопротивление разрушению.

При деформации происходит изменение энергетического и структурного состояния границ включение-матрица, которое в зависимости от характера трансформации может быть равновесным и неравновесным в разной степени. На

границах после деформации наблюдаются межфазные дефекты, которые можно разделить на структурные и химические. Структурные дефекты представляют собой фасетки-ступеньки, межфазные дислокации, внесенные решеточные дислокации, субмикропоры. К химическим дефектам следует отнести сегрегации, градиент концентрации компонентов во включении и матрице, приводящий к химическим реакциям, а также граничные фазы – продукты этих реакций.

Исследования границ включение-матрица с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии показали, что их структура состоит из областей локализованных сдвигов, так называемых межфазных дислокаций несоответствия, которые отделены упруго напряженными зонами участков относительно хорошего сопряжения решеток включения и матрицы.

Декогезия (или разрушение) границы включение-матрица на две свободные поверхности рассмотрена как обратимая трансформация межфазных дислокаций несоответствия в поверхностные ступеньки. Этот процесс включает в себя трансформацию внутренних зон межфазных дислокаций во внутренние зоны поверхностных ступенек, т.е. преобразование полей упругих напряжений вблизи межфазных дислокаций в окружающие поверхностные ступеньки поля напряжений с намного меньшим радиусом действия. Следует отметить, что такие рассуждения справедливы для упругих явлений, сопровождающих это преобразование. Пластические явления также несомненно имеют место и значительно усложняют процесс трансформации межфазных дислокаций в поверхностные ступеньки. Показано, что существуют четкие эффекты в работе адгезии, связанные с внутренними областями и упругими полями напряжений межфазных дислокаций и ступенек. Проанализированы критерий величины межфазной связи, работа адгезии, рассчитаны значения работы адгезии для включений, склонных и не склонных к образованию полостей. Энергия разрушения границы включение-матрица определена при механических испытаниях модельной системы.

Проведена расчетная оценка работы адгезии и экспериментальная оценка сопротивления разрушению границ включение-матрица, что особенно важно для включений, склонных к образованию полостей и хрупких расслоений путем пластической либо хрупкой декогезии межфазных границ при различных видах нагружения.

**ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В БОРИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЯХ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ****Губенко С.И., Беспалько В.Н., Жиленкова Е.В.**

*Национальная металлургическая академия Украины, Днепрпетровск (Украина)  
sgubenko@email.dp.ua*

Для изготовления шестигранных труб в качестве чехлов отработанных топливных кассет атомных электростанций применяют высокохромистую сталь с бором 04X14T3P1Ф. Проведенные исследования с применением методов металлографического и рентгеноструктурного анализов установили наличие в стали 04X14T3P1Ф боридов  $(\text{Ti,Fe,V})_2\text{B}$ ,  $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$ ,  $(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B}$ . Полученные закономерности изменения морфологии боридов при пластической деформации и их влияние на свойства стали требуют определения температурных интервалов фазовых превращений в исследуемой стали.

Целью работы было исследование фазовых превращений в боридных фазах стали 04X14T3P1Ф при термомеханических воздействиях.

Для исследования химических реакций и превращений, происходящих при нагреве высокохромистой стали с бором, применяли метод дифференциальной термографии. Кривые термогравиметрического анализа (TG, DTG и DTA) были получены с помощью дериватографа. Исследования проводили на образцах, отобранных от исходной заготовки и полосы после горячей деформации.

Анализ хода кривых TG показал, что изменение массы горячекатаных образцов аналогичен: в интервале температур 25-900°C масса образцов практически не изменялась, интенсивный рост массы наблюдали при температурах выше 900°C.

Анализ кривых DTG – скорости изменения массы образца во времени показал, что при повышенных температурах (выше 800°C) характер кривых для всех исследуемых образцов аналогичен, однако несколько отличаются температуры перегибов на этих кривых. При температурах ниже 800°C для горячекатаной полосы величина скорости изменения массы образцов во времени остается величиной постоянной и не зависит от температуры нагрева. Для исходной заготовки в интервале температур 400–550°C величина скорости изменения массы образцов во времени зависит от температуры, что свидетельствует о прохождении превращений в исследуемой стали.

Анализ кривых DTA показал, что значительное отличие в ходе кривых для исходной заготовки и горячекатаной полосы наблюдали при температурах ниже 700°C. При дальнейшем повышении температуры кривые DTA у всех образцов изменялись аналогично. Резкое изменение хода кривых фиксировали при температуре 900°C, что свидетельствует о наличии фазового превращения во всех образцах исследуемой стали. Отличия в ходе кривых DTA при низких температурах, по-видимому, можно объяснить различным исходным состоянием исследуемых образцов

Поскольку исследуемая сталь во всем изучаемом интервале температур находится в ферритном состоянии перегибы на кривых, скорее всего, обусловлены превращениями в боридных фазах.

Таким образом, изучение кривых термогравиметрического анализа свидетельствуют о фазовых и структурных превращениях происходящих в боридных фазах стали 04X14T3P1Ф при термомеханических воздействиях.

## **НОВЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ С РЕГУЛИРУЕМЫМ АУСТЕНИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ (СТАЛИ С РАПЭ)**

**Кругляков А.А.<sup>1</sup>, Никулин С.А.<sup>2</sup>, Хаткевич В.М.<sup>2</sup>, Рогачев С.О.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,  
Санкт-Петербург*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва  
nikulin@misis.ru*

Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (РАПЭ) при рабочих температурах имеют структуру на базе аустенита, склонного к механическому упрочнению и дисперсионному твердению под воздействием специальной предварительной термо-механической обработки, а также в условиях повторяющихся температурно-силовых нагрузок на штамп непосредственно при его эксплуатации.

Ранее были сформулированы базовые принципы создания сталей с РАПЭ и критерии прогнозирования их работоспособности, определены схемы легирования и оптимальные составы сталей для работы при температурах 650 – 800 °С, разработаны технологии их промышленного производства и показана высокая стойкость инструмента из этих сталей при прессовании труб и профилей из медных сплавов [Озерский А.Д., Кругляков А.А. Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации.-Л.: ЛДНТП, 1988.- 28 с.].

Установлено, что основными критериями для сравнительной оценки сталей с РАПЭ являются: температура  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения (которая должна быть на 150-200 °С ниже температуры разогрева рабочего слоя инструмента для каждого конкретного режима высокотемпературной эксплуатации), устойчивость переохлажденного аустенита в перлитной области, степень упрочнения аустенита в диапазоне рабочих температур и тепловая устойчивость упрочненного состояния. Показано, что эффект высокой стойкости инструмента из сталей с РАПЭ достигается при  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращении за счёт тепла деформируемого металла при разогреве инструмента из этих сталей в процессе эксплуатации с целью их упрочнения усилиями деформации. Легирование штамповых сталей должно

проводиться как традиционными карбидообразующими элементами (Cr, Mo, W, V), так и элементами, расширяющими  $\gamma$ -область (Ni, Mn, N и т.д.).

Разработаны составы и технологии промышленного производства штамповых сталей с РАПЭ в виде поковок, порошков и порошковых наплавочных проволок. Производство и внедрение указанных сталей и наплавочных материалов в России и других странах при изготовлении прессового инструмента позволит повысить в 5-10 раз стойкость матриц и пресс-шайб при обработке труднодеформированных сплавов на медной основе Л63, БрАЖН10-4-4 и др.

Новым этапом в развитии теории легирования сталей с РАПЭ является исследование влияния углерода и легирующих элементов на механические свойства устойчивого и переохлаждённого аустенита при температурах 800-400 °С, определение рационального содержания легирующих элементов в штамповых сталях с РАПЭ, а также разработка новых схем деформационно-термической обработки, обеспечивающих дополнительное нано-фазное упрочнение наклепанного аустенита.

## ОЦЕНКА ДЕФОРМАЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ НИОБИЯ И ОЛОВЯННОЙ БРОНЗЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ СЖАТИИ

Никулин С.А.<sup>1</sup>, Рожнов А.Б.,<sup>1</sup> Алиев Р.М.<sup>2</sup>, Абдюханов И.М.<sup>2</sup>, Хаткевич В.М.<sup>1</sup>,  
Дергунова Е.А.<sup>2</sup>, Трактирникова Н.В.<sup>2</sup>, Рогачев С.О.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва*

<sup>2</sup>*ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт  
неорганических материалов им. академика А.А. Бочвара», Москва  
nikulin@misis.ru*

Проведена оценка деформационной способности при испытании на высокоскоростное сжатие цилиндрических образцов бронзы (Cu-14,5 %Sn-0,25 %Ti) и чистого ниобия марки НБМ (99,84 %Nb), являющихся основными компонентами композиционных сверхпроводников на основе Nb<sub>3</sub>Sn.

Механические испытания на сжатие исследуемых образцов высотой 15 мм и диаметром 6 мм проводили на установке физического моделирования термодеформационных процессов Gleeble System 3800. Сжатие бронзы проводили при T=20; 500 и 700 °С, а ниобия при температурах T=20; 500; 700 и 1100 °С в вакууме (P < 10<sup>-4</sup> мм рт. ст.) со скоростями деформации 0,1; 1 и 30 с<sup>-1</sup>. Нагрев образцов со скоростью, позволяющей достигать заданной температуры в течении 60 с, осуществлялся прямым пропусканием регулируемого электрического тока. Температуру контролировали с помощью термопар, припаянных непосредственно к образцу. При испытаниях регистрировали диаграммы деформации при сжатии в координатах «напряжение – относительное укорочение», по которым рассчитывали основные механические характеристики. В качестве механических

характеристик были выбраны  $\sigma_{0,2}$  - предел текучести и  $\sigma_{50}$  - напряжение при деформации  $\varepsilon=50\%$ .

Во всем указанном диапазоне режимов испытаний на сжатие ниобия и бронзы дефектов на боковой поверхности образцов и разрушения образцов не наблюдалось.

Показано, что повышение скорости деформации, равно как и снижение температуры испытания, приводит к повышению прочностных характеристик обоих материалов. При этом изменение скорости деформации и температуры оказывает большее влияние на изменение прочностных характеристик бронзы, по сравнению с ниобием.

Наибольшее влияние на изменение прочностных характеристик материалов скорость деформации оказывает при наибольших температурах испытания, 1100 и 700 °С для ниобия и бронзы, соответственно. При температуре испытания 700 °С при степени деформации 50 % увеличение скорости деформации с 0,1 до 30 с<sup>-1</sup> приводит к повышению напряжения  $\sigma_{50}$  для ниобия и бронзы с 344 до 545 МПа и с 112 до 318 МПа, соответственно, т.е. в 1,6 и 2,8 раз, соответственно.

Наибольшая чувствительность прочностных характеристик материалов к изменению температуры испытания наблюдается при скорости деформации 0,1 с<sup>-1</sup>. При степени деформации 50 % повышение температуры испытания с 20 до 700 °С приводит к понижению напряжения  $\sigma_{50}$  ниобия и бронзы с 760 до 344 МПа и с 1750 до 112 МПа, т.е. в 2,2 и 15,6 раз, соответственно.

### **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА ИМВ7-1 СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ**

**Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Лукьянова Е.А., Королькова И.Г.,  
Чопоров В.Ф.**

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

Редкоземельные металлы хорошо известны как легирующие элементы, которые позволяют существенно улучшить механические свойства магниевых сплавов. В Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова был разработан сплав ИМВ7-1 (Mg, ~5% Y, ~5% Gd, ~0,4% Zr), который показал высокие прочностные свойства [1]. В настоящей работе представлены результаты исследования структуры и свойств предложенного на основе системы Mg-Y-Gd деформируемого магниевых сплава ИМВ7-1 в зависимости от условий деформации: в горячепрессованном, горячепрессованном с последующей холодной прокаткой и горячепрессованном с последующей горячей прокаткой состояниях.

Образцы для исследования изготавливались из горячепрессованной плиты, полученной со степенью обжатия ~90%, а также из этой же горячепрессованной плиты с ее последующей холодной или горячей прокаткой. Холодная прокатка проводилась в продольном направлении, а горячая прокатка в поперечном направлении к оси горячего прессования. Прокатка осуществлялась в несколько проходов. Суммарная степень деформации составляла ~ 10% при холодной и ~ 65% при горячей прокатке. Температура горячей прокатки составляла 450°C и время нагрева 1 час перед первой прокаткой и промежуточных нагревах. Перед завершающим проходом температура была повышена до 480°C.

Микроструктура горячепрессованной плиты была в основном рекристаллизованной наряду с небольшим количеством деформированных зерен, вытянутых вдоль направления прессования. После дополнительной холодной прокатки в теле зерна можно было наблюдать признаки дополнительной деформации в виде полос скольжения и двойников, которые наблюдались и после горячей пластической деформации, что свидетельствовало, что в процессе горячей деформации происходило определенное подстуживание. Сплав во всех состояниях показал способность к упрочнению при старении

Получены следующие механические свойства сплава ИМВ7-1 после старения при 200°C в течение 16-24 ч, обеспечивающего близкое к максимальному упрочнение, в горячепрессованном, в горячепрессованном с последующей холодной или горячей деформацией: предел прочности – 399, 414 и 397 МПа; предел текучести – 316, 360 и 278 МПа; относительное удлинение – 6,4, 2,4 и 3,3% соответственно.

Полученные значения свидетельствуют о высоком уровне прочностных свойств магниевого сплава ИМВ7-1. Использование холодной пластической деформации позволяет повысить прочностные свойства сплава ИМВ7-1.

1. Дриц М.Е., Рохлин Л.Л., Никитина Н.И. и др. Авторское свидетельство № 1010880 СССР. Сплав на основе магния // Б.И., 1997, №29, Ч.2, С.439.

## **ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПЛЕНКАХ СИСТЕМЫ Co-Fe-Ni-Si-B**

**Башев В.Ф.<sup>1</sup>, Куцева Н.А.<sup>1</sup>, Делов В.В.<sup>1</sup>, Ларин В.С.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Днепропетровский национальный университет им. Олеся Гончара,  
Днепропетровск (Украина)*

<sup>2</sup>*НПП MicroFir Tehnologii Industriale, Кишинев (Молдова)  
kutseva\_n@mail.ru*

Аморфные и нанокристаллические магнитные материалы, характеризующиеся уникальным набором механических и магнитных свойств, привлекают к себе значительный интерес. Практическое использование этих материалов ограничено температурным интервалом стабильности аморфного

состояния. Поэтому важным направлением исследований является изучения влияния разных видов термообработки на структуру и термическую стабильность аморфной фазы. Для исследований были выбраны пленки состава  $\text{Co}_{67.2}\text{Fe}_{6.1}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{15.9}$ , полученные методом *splat*-охлаждения. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, структура пленок толщиной  $\sim 150$  мкм, что соответствует скорости охлаждения  $\sim 10^4$  К/с, представляет собой смесь фаз  $\beta$ -Co(B) и  $(\text{Co},\text{Si})_3\text{B}$ . С дальнейшим увеличением скорости охлаждения от  $10^5$  до  $10^6$  К/с (с уменьшением толщины пленок от 80 мкм до 50 мкм) наблюдается переход от аморфно-кристаллической структуры, состоящей из кристаллов  $\beta$ -Co(B) в аморфной матрице, к аморфной. Коэрцитивная сила исходных пленок с изменением толщины от 150 мкм до 50 мкм уменьшается от 4000 А/м до 80 А/м, что обусловлено изменениями в структуре и переходом в аморфное состояние. Кристаллизация аморфных пленок наблюдается при отжигах 480 – 510 °С (30мин) с формирования первичных кристаллов  $\beta$ -Co(B) в аморфной матрице. При последующем отжиге 550 °С (30мин) структура пленок представляет собой смесь  $\beta$ -Co(B) и метастабильной фазы  $(\text{Co},\text{Si})_3\text{B}$  (структурный тип  $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Коэрцитивная сила отожженных пленок возрастает до 16 000 А/м при кристаллизации пленок. При отжигах в том же температурном интервале при наличии одноосного растяжения  $\sigma=2$  МПа наблюдается качественно отличная картина. Структура пленок, отожженных в температурном интервале 480 – 550 °С (30 мин) при наличии одноосного растяжения остается аморфной. Коэрцитивная сила этих пленок составляет  $\sim 80$  А/м. Таким образом, наличие одноосного растяжения в процессе нагрева приводит к увеличению термической стабильности аморфной фазы. Как известно, образование и рост первичных кристаллов новой фазы является диффузионно-контролируемым процессом, поэтому одноосное растяжение может способствовать уменьшению коэффициента диффузии и перераспределению структурных составляющих в пленках.

## ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СТАЛИ 25 НА ПРОЦЕСС ДИФфуЗИИ БОРА И УГЛЕРОДА

Филоненко Н.Ю.<sup>1</sup>, Пиляева С.Б.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Днепропетровская государственная медицинская академия МОЗ Украины,  
Днепропетровск (Украина)*

<sup>2</sup>*Днепропетровский национальный университет им. Олеса Гончара,  
Днепропетровск (Украина)  
natph@mail.ru*

Во многих случаях упрочнение поверхности является достаточным для эксплуатации изделий из стали в определенных условиях. Литературные данные о влиянии предварительной пластической деформации (ПД) на диффузионную подвижность углерода неоднозначны. Цель работы – выяснить влияние (ПД) на

структуру и механические свойства диффузионного слоя, процесс диффузии бора и углерода при их одновременном насыщении.

Исследования проводили на образцах из стали 25 предварительно отожженных при температуре 1223 К в течение 5 часов, а затем деформированных со степенью 10, 25 и 40 %. Химико-термическую обработку образцов осуществляли порошковым методом в контейнере с плавким затвором в течение шести часов при температуре 1223 К: бороцементацию:  $\text{B}_4\text{C}$  - 2-4 % , активатор - 3% NaF, древесноугольном карбюризатор остальное; цементацию в древесноугольном карбюризаторе. Интенсивность линейного износа определялась с помощью машины трения МИ-1М при нагрузке 50 кг. Структуру диффузионного слоя исследовали методами металлографического, рентгеноструктурного анализов. Содержание бора и углерода в слое определяли послойным спектральным анализом.

В результате бороцементации наблюдали увеличение глубины бороцементированного слоя в 1,8-2,2 раза по сравнению цементированными образцами. Максимальная глубина бороцементированного слоя соответствовала степени ПД 25%. При этом отсутствовала цементитная сетка, перлит имел мелкодисперсную структуру и большую твердость. Полученный результат можно объяснить тем, что бор более активно взаимодействует с дефектами структуры, чем углерод, и может образовывать на дефектах структуры избыточные борсодержащие фазы. Таким образом, бор вытесняет углерод из границ зерен аустенита, сдвигая точку эвтектоидного превращения  $A_{c1}$  в направлении малого содержания углерода. Поэтому в результате бороцементации по границам перлитных зерен наблюдали образование не глобулярных включений цементита, а мелкодисперсные включения бороцементита  $\text{Fe}_3(\text{CB})$ . Кроме этого, энергия связи между атомами железа и бора выше, чем атомами железа и углерода.. Известно, что предыдущая ПД изменяет механизм диффузии бора. Диффузия бора при насыщении поверхности сплавов после ПД осуществляется не только по границам зерен аустенита, но и частично в объеме зерна аустенита. Таким образом, на основании приведенных фактов можно утверждать, что бор увеличивает диффузионную активность углерода в твердом растворе  $\gamma$  - железа.

После закалки предварительно деформированных образцов твердость бороцементированного слоя увеличилась в чем 1,15-1,2 раз, относительная износостойкость больше в 1,2-1,4 раз по сравнению с цементированным слоем.

**МИКРОСТРУКТУРА КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ ТИПА 13ХФА**

**Шмаков А.В., Дегтярев В.Н., Кожевникова Е.В., Мокшин Е.Д.,  
Урцев В.Н.**

*Исследовательско-технологический центр «Аусферр», Магнитгорск  
Ausferr@mail.ru, rts@ausferr.ru*

Новые требования, предъявляемые со стороны потребителей к трубным маркам сталей, являются стимулом к совершенствованию технологии их производства и оптимизации их химического состава.

В ходе проделанной работы изучено влияние технологии производства на характеристики микроструктуры стойкой к сероводородному растрескиванию стали 13ХФА.

Определены факторы, влияющие на механические свойства стали и ее коррозионную стойкость по стандарту NACE TM0284 и TM0177.

**ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КАВИТАЦИИ**

**Чудина О.В., Хачатурян В.А.**

*Московский автомобильно-дорожный государственный технический  
университет, Москва  
chudina\_madi@mail.ru, v.khachatur9n@gmail.com*

В современном машиностроении при производстве и ремонте автотракторной техники широко применяют ультразвуковые методы очистки поверхности от загрязнений. В процессе работы преобразователя в ультразвуковом частотном диапазоне в жидкости развиваются кавитационные процессы, сопровождающиеся образованием куммулятивных струй жидкости в результате схлопывания кавитационных пузырьков, формированием ударных волн, генерируемых из зоны схлопывания кавитационных пузырьков и возникновением коллективной ударной волны. Совокупное воздействие перечисленных процессов оказывает существенное влияние на поверхность стальных изделий, вызывая поверхностную пластическую деформацию, что сопровождается увеличением микронапряжений в кристаллической решетке, повышением плотности дислокаций и измельчением зерна, и, как следствие, упрочнением. Имеющиеся публикации по влиянию ультразвуковой очистки в жидких средах на состояние поверхности, в основном, посвящены исследованию процессов эрозионного разрушения поверхности при ультразвуковом воздействии. Однако практически отсутствуют исследования влияния

ультразвуковой кавитации на изменение структуры и свойств поверхностного слоя обрабатываемых материалов.

В связи с тем, что состояние поверхности в значительной степени определяет надежность и долговечность деталей машин, в особенности эксплуатируемых при циклических нагрузках, целью настоящей работы является изучение влияния ультразвукового воздействия на структуру и твердость поверхностного слоя конструкционных сталей и определения оптимальных режимов ультразвуковой обработки, позволяющих повысить поверхностную твердость без нарушения целостности поверхности деталей.

В работе проведены экспериментальные исследования влияния ультразвуковой обработки в жидкой среде на структуру и твердость поверхностного слоя сталей ферритного, аустенитного и перлитного классов. Установлено, что наибольшее упрочнение достигается в сталях с аустенитной структурой, в меньшей степени – с ферритной, а в сталях с перлитной структурой уровень упрочнения зависит от содержания углерода: чем больше углерода в стали, тем меньше прирост твердости в поверхностном слое обрабатываемой стали. Установлены оптимальные технологические режимы ультразвукового воздействия, обеспечивающие максимальное упрочнение без нарушения целостности поверхности изделия. Показано, что ультразвуковое воздействие повышает микротвердость поверхностного слоя в 1,3...1,5 раза, причем уровень упрочнения зависит от структуры стали, а толщина упрочненного слоя от технологических параметров обработки.

## **МУЛЬТИМЕДИЙНЫЕ СРЕДСТВА ОБУЧЕНИЯ ПО ТЕОРИИ И ПРАКТИКЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ**

**Чудина О.В., Остроух А.В.**

*Московский автомобильно-дорожный государственный технический  
университет, Москва  
chudina\_madi@mail.ru, ostroukh@mail.ru.*

В настоящее время в высшем и профессиональном образовании начинают применяться мультимедийные средства обучения в преподавании различных технических дисциплин. Обязательной дисциплиной в технических учебных заведениях является «Материаловедение», которая включает в себя разделы по металловедению и термической обработке металлов и дает студентам базовые понятия о взаимосвязи структуры и свойств металлов, применяющихся в технике, способах их обработки для достижения требуемых эксплуатационных характеристик. Потребность в разработке электронного образовательного ресурса по материаловедению продиктована необходимостью визуализировать процессы, протекающие в металле при нагреве и охлаждении. В связи с этим, целью настоящей работы является создание унифицированного электронного

образовательного ресурса, соответствующего федеральным образовательным стандартам.

В работе над модулями «Теория термической обработки» и «Практика термической обработки» применялись технологии открытых модульных систем (ОМС), имеющие более широкие интерактивные возможности по сравнению с традиционными программными инструментами, такими как Adode Flash. С его помощью в одном окне размещены все разделы и подразделы темы, что существенно облегчает поиск любого сюжета или фрагмента лекции.

В разделе «Теория термической обработки» рассматриваются процессы, описывающие фазовые превращения в сталях при нагреве и охлаждении, что в наибольшей степени требует разработки видео - или анимационных способов визуализации, так как процессы протекают в движении в наноразмерном уровне. Путем перемещения курсора на термометре, самостоятельно варьируя температуру, студент может наблюдать структурные изменения в сталях, происходящие при нагреве или охлаждении.

В модуле «Построение диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита» предусмотрена виртуальная лабораторная работа, в которой студент, используя текстовые подсказки, самостоятельно проводит нагрев образцов, охлаждает их в изотермических печах и в воде, затем измеряет твердость, строит графики, определяет время начала и конца распада переохлажденного аустенита и на их основе строит диаграмму изотермического распада переохлажденного аустенита. В подразделе, описывающем превращение аустенита при медленном охлаждении, визуализирован процесс распада аустенита. Показаны в динамике механизмы перлитного и мартенситного превращения, а также структурные изменения, протекающие при отпуске. Одновременно слева в окне можно прочитать текст лекционного материала с описанием происходящего на экране.

Разработанный электронный образовательный ресурс позволяет визуализировать сложные скрытые процессы, протекающие в металлах в процессе термической обработки, повысить эффективность работы преподавателя и облегчить усвоение материала студентами.

## **ТОПОЛОГИИ РАСПОЛОЖЕНИЯ АТОМОВ С ОДИНАКОВЫМ УРОВНЕМ ЭНЕРГИИ В ОДНОАТОМНОМ ГЦК КРИСТАЛЛЕ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ С МАЛОЙ ЭНТРОПИЕЙ**

**Гурин А.М., Черный А.С., Попов А.Н.**

*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков (Украина)  
alexgu@ua.ru*

В предлагаемой модели рассматриваются атомы, допускающие фиксацию в трех уровнях энергии. Подобная модель известна под названием модель

триплетных атомов. В нашем случае она будет характеризовать модель ГЦК кристалла, который подвергся термической обработке с минимизацией энтропии. Минимизация энтропии в топологическом плане будет выражаться вычислением структур кристалла, где расположено максимальное число пар соседних атомов с максимальным градиентом энергии в паре атомов. Максимальный градиент энергии в триплетном кристалле всегда там, где соседние пары имеют минимальной и максимальный уровень энергии.

Цель сообщения показать все возможные топологии расположения триплетных атомов с минимальной энтропией и максимальным числом пар с наибольшим градиентом энергии.

Очевидно, что для ГЦК кристалла не для всех пар атомов возможно получить максимальный градиент энергии. Чтобы убедиться в этом, достаточно рассмотреть один треугольник кристалла, где в вершинах расположены соседние атомы кристалла. Тогда станет ясно, что хотя бы одна пара атомов треугольника при любых способах расстановки уровней энергии на атомах имеет отличный от максимального уровня градиент энергии. Если уровней энергии ровно два, то, по крайней мере, для одной пары атомов градиент будет равным нулю. Поскольку этот третий, неопределенный атом, дающий нулевой градиент энергии, имеет возможность занимать произвольное место в треугольнике кристалла, то назовем его фрустрированным. Этот термин взят из теории антиферромагнетиков, так как там аналогичная топология наблюдается и аналогичная задача. Для определенности фрустрированный атом будем наделять промежуточной энергией, что оставляет неизменной суммарную величину всех градиентов энергий треугольника. Для тетраэдра атомов с промежуточной частотой дающих максимальную сумму градиентов энергии необходимо ровно два. Эти два атома всегда расположены соседними.

ГЦК кристалл допускает представление в виде простой кубической упаковки тетраэдров с центрами тетраэдров в вершинах кубов геометрической решетки. Таким образом, пустоты между тетраэдрами в ГЦК кристалле представляют собой правильные октаэдры. Максимальную сумму значений градиентов энергий для октаэдров получим ровно для двух топологий расположения фрустрированных атомов. В одной топологии фрустрированных атомов два, а во второй – три.

При рассмотрении задачи поиска максимальной суммы градиентов энергии, приходящейся на единицу объема ГЦК кристалла, необходимо рассмотреть все возможные варианты сочетаний тетраэдров и октаэдров в кристалле. Очевидно, что в неограниченном ГЦК кристалле таких вариантов неограниченное число. Однако из первых принципов точно устанавливается, что различных топологий расположения фрустрированных атомов в ГЦК кристалле ровно две.

**МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ С КАРБИДОМ КРЕМНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ**

**Иванов Ю.Ф.<sup>1,2</sup>, Кобзарева Т.Ю.<sup>3</sup>, Райков С.В.<sup>3</sup>, Громов В.Е.<sup>3</sup>,  
Соскова Н.А.<sup>3</sup>, Будовских Е.А.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск*

<sup>3</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк  
yufi@mail2000.ru, gromov@physics.sibsiiu.ru*

На сегодняшний день титан и сплавы на его основе являются одними из востребованных конструкционных материалов, для защиты поверхности изделий из которых широко используются различного рода покрытия. Одним из перспективных методов формирования покрытий является электровзрывное легирование (ЭВЛ). Дополнительное повышение свойств поверхностного слоя материала и изделия в целом достигается при комбинированной обработке, сочетающей ЭВЛ и последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО) модифицированной поверхности.

В данной работе приведены результаты исследования фазового состава, структуры и свойств поверхностного слоя титанового сплава ВТ6, подвергнутого комбинированной обработке, заключающейся в легировании плазмой электрического взрыва углеграфитового волокна с навеской порошка карбида кремния и последующем облучении высокоинтенсивным электронным пучком на установке СОЛО по различным режимам.

В результате комбинированной обработки формируется многофазный поверхностный слой с субмикро- и наноразмерной структурой, микротвердость которого многократно превышает ее величину в объеме образца.

Электровзрывное науглероживание совместно с частицами порошка SiC поверхности сплава ВТ6 формирует упрочненный слой толщиной до 35 мкм, микротвердость которого в 3-5 раз превышает таковую основы. Последующая ЭПО снижает шероховатость модифицированной поверхности и приводит к увеличению до 85-90 мкм толщины упрочненного слоя.

Многократное увеличение микротвердости поверхностного слоя сплава ВТ6, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО, обусловлено формированием много фазной субмикро - и наноразмерной структуры пластинчатого типа на основе  $\alpha$ -Ti, упрочненной наноразмерными выделениями вторых фаз TiC и SiC.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ научного проекта №13-02-12009 офм и госзадания Минобрнауки № 270ГЗ

## ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННЫЕ НА МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Капралов Е.В.<sup>1</sup>, Райков С.В.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>,  
Будовских Е.А.<sup>1</sup>, Соснин К.В.<sup>1</sup>, Ващук Е.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск

*gromov@physics.sibsiu.ru, yufi55@mail.ru*

Целью работы являлось изучение структуры, фазового состава и трибологических характеристик износостойкого покрытия, наплавленного электродуговым методом на мартенситную сталь.

Материалом подложки являлась сталь Hardox 400, используемая при изготовлении деталей, подвергающихся абразивному износу в условиях ударных нагрузок. Наплавку формировали порошковой проволокой марки EnDOtec DO\*33 диаметром 1,6 мм. Элементный состав проволоки приведен в табл. 1.

Оптическая микроскопия поперечных шлифов покрытий показала, что толщина наплавленных слоев достигает 5,0...5,5 мм.

Микротвердость наплавленного покрытия остается неизменной по всей глубине до (3,7...4,0) мм. Среднее значение микротвердости упрочненного слоя составляет 900 HV, что в 3 раза больше микротвердости основного материала.

Исследования фазового состава, выполненные методами рентгенофазового анализа, показали, что наплавка является многофазным материалом. Основной фазой наплавленного слоя является  $\alpha$ -железо (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа). Кроме  $\alpha$ -железа в исследуемом материале в разном количестве присутствуют карбиды железа и ниобия, силицид железа, а также графит,  $\gamma$ -железо. Большую объемную долю частиц упрочняющей фазы (карбиды и силициды), относительное суммарное количество которых составляет  $\approx 38\%$ .

Методом экстрактивных угольных реплик установлено, что упрочняющими фазами, экстрагированными из наплавки, являются, как показывает индицирование микроэлектроннограмм, карбиды железа ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), ниобия ( $\text{NbC}$  и  $\text{Nb}_2\text{C}$ ), хрома ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ), а также карбиды сложного состава  $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$  и  $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ . Форма частиц преимущественно глобулярная. Размеры частиц карбидной фазы изменяются от единиц до сотен нанометров.

Основной карбидной фазой является карбид на основе железа, располагающийся протяженными прослойками, разделяющими зерна  $\alpha$ -железа. Частицы карбида хрома и ниобия наноразмерного диапазона располагаются на межфазных границах системы ( $\alpha$ -железо / карбид железа), а также в объеме зерен  $\alpha$ -железа.

Таким образом, результаты, полученные методами современного физического материаловедения позволяют высказать предположение, что

механизмами, ответственными за высокие значения твердости и износостойкости наплавки, являются формирование наноразмерных частиц карбидных фаз, расположенных, как в объеме, так и по границам зерен в  $\alpha$ -железе.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи\_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Ti-Y

Соснин К.В.<sup>1</sup>, Райков С.В.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>, Будовских Е.А.<sup>1</sup>,  
Ващук Е.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск

*gromov@physics.sibsiu.ru, yufi55@mail.ru*

Цель работы – анализ закономерностей формирования структуры и свойств поверхностных сплавов системы Ti-Y, синтезированных высокоинтенсивными методами воздействия.

В качестве материала основы был использован титановый сплав ВТ1-0. Легирование и формирование поверхностного сплава системы Ti-Y осуществляли по двухступенчатой схеме. На первом этапе использовали метод электровзрывного легирования. Последующую высокоскоростную термическую обработку сплава осуществляли высокоинтенсивным импульсным пучком электронов на установке «СОЛО».

Комплексное воздействие на поверхностный слой, заключающееся в электровзрывном легировании и последующем облучении электронным пучком, приводит к трехкратному увеличению микротвердости поверхности облучения. При этом величина микротвердости практически не зависит от плотности энергии пучка электронов. Плотность энергии пучка электронов оказывает определяющее влияние на профиль микротвердости модифицированного слоя. Толщина упрочненного слоя, соответствующая двукратному превышению микротвердости модифицированного слоя изменяется не монотонным образом, достигая максимального значения при облучении материала электронным пучком с плотностью энергии 50 Дж/см<sup>2</sup>.

Упрочнение поверхностного слоя сопровождается снижением коэффициента трения в 6 раз. Трибологические испытания показали, что для титана исходного состояния и титана, подвергнутого ЭВЛ и облученного электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 70 Дж/см<sup>2</sup>, коэффициент трения на первых же циклах достигает ~0,45 и далее с учетом флуктуаций изменяется в пределах 0,45÷0,52. Формирующийся при меньших плотностях энергии пучка электронов

поверхностный слой титана, легированного иттрием, характеризуется иным поведением коэффициента трения. А именно, появляется начальная стадия износа с низким ( $\sim 0,07$ ) и стабильным коэффициентом трения, характеризующаяся небольшими флуктуациями. Такое поведение коэффициента трения указывает на преимущественно абразивный механизм износа на этой стадии испытаний. Протяженность этой стадии существенным образом зависит от энергии пучка электронов и достигает максимальной величины при облучении электронным пучком при плотности энергии  $50 \text{ Дж/см}^2$ .

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи\_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.

### СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Бащенко Л.П.<sup>1</sup>, Будовских Е.А.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>3</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск*

*luda.baschenko@gmail.com, budovskih\_ea@physics.sibsiu.ru,  
gromov@physics.sibsiu.ru, yufi@mail2000.ru*

Одним из методов упрочнения и защиты поверхности металлов является электровзрывное легирование: в результате обработки импульсными плазменными струями, сформированными продуктами взрыва проводников, и последующих процессов самозакалки формируются новые структурно-фазовые состояния поверхностных слоев. Последующая электронно-пучковая обработка с использованием низкоэнергетических сильноточных электронных пучков осуществляется в импульсно-периодическом режиме; при этом увеличивается время нахождения поверхностного слоя в расплавленном состоянии, гомогенизируется его элементный состав, сохраняющиеся закалочные эффекты приводят к формированию субмикро- и наноразмерной структуры.

Обработке подвергали технически чистый титан марки ВТ1-0. Электровзрывное науглероживание осуществляли на установке ЭВУ 60/10 при поглощаемой плотности мощности  $5,5 \text{ ГВт/м}^2$  и времени импульса 100 мкс. Электронно-пучковую обработку проводили в среде аргона при остаточном давлении газа в рабочей камере 0,02 Па, энергия электронов 18 кэВ. Плотность энергии пучка электронов составляла 45 и 55 Дж/см<sup>2</sup>, время импульсов 100 и 200 мкс, число импульсов 5 и 10, частота следования импульсов 0,3 Гц, поглощаемая плотность мощности 2,0 и 3,0 ГВт/м<sup>2</sup>.

Исследования структуры поверхностных слоев проводили с использованием методов световой (микроскоп Olympus GX 51) и электронной сканирующей микроскопии (СЭМ) (микроскоп Carl Zeiss EVO50), просвечивающей электронной микроскопии (микроскоп ЭМ-125).

Методами послойного анализа выявлено, что в зоне электровзрывного науглероживания после обработки высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности образуется многофазная структура на основе титана. Комбинированная обработка сопровождается формированием на поверхности слоя покрытия, промежуточного слоя зоны покрытия и переходного слоя зоны термического влияния.

Увеличение плотности энергии пучка электронов в пределах от 45 до 55 Дж/см<sup>2</sup> приводит к снижению толщины покрытия и росту толщины промежуточного и переходного слоев, к уменьшению пористости и измельчению структуры покрытия, к снижению количества частиц электрически взрывааемых углеродных волокон, выявляемых в промежуточном и переходном слоях.

## ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБСТРУКТУРА, ФОРМИРУЮЩАЯСЯ В ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЯХ

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

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк  
romanov\_da@physics.sibsiu.ru*

Электронно-микроскопические исследования покрытий систем Mo-Cu, W-Cu, TiB<sub>2</sub>-Cu, обработанных высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, выявили в анализируемом слое материала, независимо от фазового состава покрытия и режима облучения электронным пучком, большое разнообразие субструктур: ячеистую, полосовую, фрагментированную, субзеренную, а также зерна с хаотически распределенными дислокациями и дислокациями, формирующими сетки. Хаотически распределенные дислокации и дислокации, формирующие сетки выявляются также и во всех указанных выше субструктурах. Количественной характеристикой сетчатой субструктуры и субструктуры дислокационного хаоса является скалярная плотность дислокаций. Выполненные исследования показали, что скалярная плотность хаотически распределенных дислокаций  $(2,6...3,3) \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>, сетчатой субструктуры –  $(4,6...5,2) \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup> и в пределах ошибки измерения (~20% от измеряемой величины) не зависит от вида напыляемого покрытия и режима его облучения электронным пучком.

Ячеистая, полосовая, фрагментированная, субзеренная структуры являются разориентированными. Анализируя микроэлектронограммы, полученные с зерен, содержащих ячеистую субструктуру, были обнаружены азимутальные тяжи на рефлексах, свидетельствующие о непрерывной разориентации ячеек.

Максимальная азимутальная составляющая полного угла разориентации ячеистой структуры  $\sim 2,7$  град. Разориентация полосовой, фрагментированной и субзеренной структуры является дискретной – на микроэлектронограммах, полученных с данных структур, наблюдается расщепление рефлекса на несколько отдельно отстоящих рефлексов. Величина дискретной разориентации данных субструктур изменяется в пределах от 3,7 град. до 4,7 град. Следует отметить, что увеличение длительности импульса воздействия пучка (со 100 мкс до 200 мкс) и количества импульсов (с 10 до 20 имп.), имеющее место при облучении покрытия состава Cu-TiB<sub>2</sub>, способствовало, во-первых, формированию дислокационной субструктуры с более совершенными границами и, во-вторых, протеканию начальной стадии рекристаллизации.

Выполнен анализ относительного содержания выявленных в покрытиях дислокационных субструктур. Для этого определяли относительную площадь поверхности микрофотографии, занимаемой той или иной субструктурой. Анализируя результаты, можно отметить, что относительное содержание дислокационных субструктур зависит и от элементного состава покрытия, и от режима электронно-пучковой обработки, однако, преимущественным типом дислокационной субструктуры во всех покрытиях (исключая покрытие системы W-C-Cu) является полосовая субструктура. Отчетливо видно, что основным типом структуры покрытий систем Cu-Mo и Cu-W являются зерна с хаотически распределенными дислокациями и сетчатой субструктурой; в покрытии системы Cu-TiB<sub>2</sub> – полосовая субструктура.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи\_м и госзадания Минобрнауки № 2708ГЗ

### **ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В РЕЛЬСАХ ПРИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ЗАКАЛКЕ**

**Громов В.Е.<sup>1</sup>, Морозов К.В.<sup>1</sup>, Волков К.В.<sup>2</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>3,4</sup>, Алсараева К.В.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

<sup>2</sup> *ОАО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк*

<sup>3</sup> *Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

<sup>4</sup> *Научно-исследовательский Томский политехнический университет, Томск*  
*gromov@physics.sibsiu.ru, volkov\_kv@nkmk.ru, yufi55@mail.ru*

В настоящей работе методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг проведено исследование структуры, фазового состава и дефектной субструктуры, формирующихся в головке 100 метровых рельсов из стали Э76ХФ, подвергнутых дифференцированной закалке.

Показано, что дифференцированная закалка рельсовой стали сопровождается формированием морфологически разноплановой структуры, образующейся по диффузионному механизму  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  - превращения твердого раствора на основе железа и представленной зернами пластинчатого перлита, зернами структурно свободного феррита и зернами феррито-карбидной смеси.

Основным типом структуры рельсовой стали является перлит пластинчатой морфологии (эвтектоидная смесь феррита и цементита, в которой обе фазы имеют форму протяженных пластинок), относительное содержание которого изменяется в пределах от 52 % до 80 %. Несколько меньшая относительная объемная доля зерен феррито-карбидной смеси (зерен феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы) – от 18 % до 45 % структуры стали. Относительная объемная доля зерен структурно свободного феррита (зерен феррита, не содержащие в объеме частиц карбидной фазы) мала и изменяется в пределах от 2% до 3 % структуры стали. При этом, с увеличением расстояния от поверхности катания относительное содержание зерен пластинчатого перлита увеличивается. Следовательно, поверхностный слой рельсовой стали характеризуется более неравновесным состоянием структуры, что, очевидно, обусловлено повышенной скоростью его охлаждения при дифференцированной закалке.

Установлено, что ферритная составляющая структуры стали дефектна. Методами ПЭМ выявлена дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры. В феррите перлитных зерен наблюдаются лишь первые два типа дислокационной субструктуры; ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры выявляются лишь в зернах структурно свободного феррита и в зернах феррито-карбидной смеси.

Таким образом, выполнен анализ изменения параметров структуры стали с увеличением расстояния от поверхности катания и выявлен градиентный характер формирующихся структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры материала.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-38-50548 мол\_нр.*

## **МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАРЕЮЩИХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ**

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

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург  
dmitrijrasp@gmail.com*

Представлен цикл работ по изучению воздействия мегапластической деформации (МПД) на структурные и фазовые превращения в высокопрочных стареющих сплавах 1450 (Al-2%Li-3%Cu-0,1%Zr) и 1469 (Al-3,2%Cu-1,2%Li-

0,4%Ag-0,3%Mg-0,09%Zr-0,11%Sc). Деформацию осуществляли кручением под высоким давлением при комнатной температуре в наковальнях Бриджмена. Для получения рекристаллизованной субмикроструктурной (СМК) и нанокристаллической (НК) структур образцы подвергали низкотемпературному отжигу 150 °С в течение 15 ч и вылеживанию при комнатной температуре в течение 1,5 лет. Исследовали структуру, фазовый состав и свойства сплавов.

*Сплав 1450.* Установлено, что при МПД в сплаве формировались равноосные нанофрагменты (НФ) диаметром 40 - 150 нм, величина и размерная однородность которых определялись режимом деформации. Наряду с НФ после МПД образовывались одиночные равноосные рекристаллизованные нанозерна (НЗ) того же размера, количество которых возрастало с увеличением деформации.

Было обнаружено, что при отжиге сплава, подвергнутого МПД, одновременно реализовались два процесса: рекристаллизация, сопровождавшаяся трансформацией НФ- структуры в НК-, и распад твердого раствора, при котором преимущественно гетерогенно выделялись стабильные фазы  $T_2$  ( $Al_6CuLi_3$ ) и  $S_1$  ( $Al_2LiMg$ ), вместо обычно выделившихся метастабильных  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ) и  $\theta'$  ( $Al_2Cu$ ) и стабильной  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) фаз. Возрастание деформации приводило к увеличению плотности распределения и размеров частиц каждой из фаз примерно в 2 раза.

Образовавшаяся в сплаве в результате отжига НК- структура сохраняла свою размерную и фазовую стабильность в течение длительного (до 1,5 лет) вылеживания. Объемная доля, характер распределения и состав фаз практически не изменились. Вылеживание привело к трансформации метастабильной НФ- структуры в частично рекристаллизованную НК – структуру. Также при этом происходило естественное старение с выделением стабильных фаз  $T_2$  и  $S_1$ .

*Сплав 1469.* Применение МПД к сплаву 1469 привело к образованию НФ- структуры, как и в сплаве 1450. В то же время, структуры этих сплавов имели ряд различий. Во-первых, в сплаве 1469 практически сразу после МПД, независимо от ее режима, на фоне НФ выявлялись образовавшиеся в процессе динамической рекристаллизации НЗ диаметром 20 - 50 нм. Во-вторых, в сплаве 1469 сразу после деформации или в ее процессе происходил распад пересыщенного твердого раствора с преимущественным выделением фазы  $T_2$ , вместо стабильных  $T_1$  и  $\Omega$  ( $Al_2Cu$ ). Возрастание степени МПД активизировало процессы динамической рекристаллизации и распада пересыщенного твердого раствора. Вместе с тем, при всех режимах МПД частицы сохраняли высокую дисперсность (их диаметр не превышал 1 – 5 нм) и зарождались преимущественно на границах НФ и НЗ.

При отжиге в сильнодеформированном сплаве образовывалась рекристаллизованная НК- структура с размером НЗ 30 – 70 нм. Границы НЗ после отжига оставались неравновесными. Отжиг сильнодеформированного сплава не привел к изменению его фазового состава. Также, как и после МПД, в нем присутствовали мелкодисперсные частицы фазы  $T_2$ .

Работа частично поддержана проектами № 14-02-31753 и 14-2-ИП-66.

**STRUCTURAL STATE OF LOW CARBON STEEL AFTER DRAWING WITH SHEAR****Pashinska E., Varykhin V., Maksakova A., Zavdoveev A.**

*Donetsk Institute for Physics and Engineering named after O.O. Galkin NAS of Ukraine, Donetsk (Украина)  
annymax@gmail.com*

The technology of drawing with a shear is developed. It allows increasing technological plasticity of low-carbon steel without heat treatment. The proposed technology combines standard dies and dies with a shear.

It is found that using an experimental technology allow to improve mechanical properties of wire in small diameters. Relative reduction in wire remains at high level during drawing that is sufficient for drawing without annealing. In standard drawing technology relative reduction drops more than twice.

It is shown that using an experimental technology allows to vary the size of ferrite grain and pearlite colonies with increasing amount of deformation. After using the dies with shear it can be observed an increase of grain size and reducing of anisotropy in comparison with standard technology. Increasing amount of deformation at standard technology results in a gradual decrease of the average grain size and an increase in anisotropy. Furthermore, in standard drawing the increasing amount of deformation increases the number of pores. This causes the rifts growth and wire breakage during drawing. Drawing with a shear allows reducing the number of pores in wire with small diameter and to continue drawing for a  $\varnothing$  1.55 mm without annealing.

Thus, the proposed technology of drawing with shear allows to saves energy resources.

**СТРУКТУРА И ТЕКСТУРА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Cr ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ****Косякова К.А.<sup>1,2,3</sup>, Шаньгина Д.В.<sup>1,2</sup>, Страумал П.Б.<sup>1,2</sup>, Скротцки В.<sup>3</sup>,  
Страумал Б.Б.<sup>2,4</sup>, Добаткин С.В.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва*

<sup>3</sup>*Технический университет, Дрезден, Германия*

<sup>4</sup>*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка  
ksushaa\_k@mail.ru*

В последние годы все большее распространение получает новый способ достижения субмикроструктурного состояния материалов с целью

повышения их прочностных характеристик - интенсивная пластическая деформация (ИПД). Используя методы ИПД, позволяющие достичь очень больших пластических деформаций при относительно низких температурах в условиях высоких приложенных давлений, можно добиться создания наноструктур, содержащих преимущественно большеугловые границы зерен, и получения высокопрочного состояния без изменения химического состава.

Применение методов ИПД позволяет получать ультрамелкозернистую структуру в низколегированных медно-хромовых сплавах, что улучшает их эксплуатационные характеристики. Исследуемые сплавы обладают благоприятным комплексом свойств, необходимым для их использования в качестве электродов контактной сварки: высокими тепло- и электропроводностью, хорошей технологичностью, а также коррозионной стойкостью.

В настоящей работе были исследованы структура и текстура сплава Cu-0,7%Cr, подверженного ИПД методом кручения под гидростатическим давлением (КГД) с количеством оборотов, равным 0,5, 1, 3, 5 и 15. Перед КГД был произведен отжиг образцов данного сплава при температуре 600 °С в течение 800 часов. Диаметр образцов после КГД составлял 10 мм, а толщина – 0,4 мм. Исследование микроструктуры проводилось методом EBSD анализа, текстуры – методом рентгеновского анализа. Все измерения проводились на середине радиуса образцов.

Проведение комплексного исследования эволюции микроструктуры и кристаллографической текстуры сплава Cu-0,7%Cr под действием ИПД кручением позволило установить, что состояние насыщения для данного сплава достигается после деформации, с количеством оборотов, равным 5. Деформация в 5 оборотов приводит к получению однородной структуры со средним размером зерна порядка 190 нм и преобладанием большеугловых границ (~ 80 %). Также стоит отметить, что на изображениях микроструктур, полученных с помощью EBSD анализа, прослеживается вытянутость зерен вдоль направления деформации.

Измерение текстуры для данного сплава показало преобладание основных текстурных компонент, характерных для текстур ГЦК-металлов, полученных простым сдвигом: A<sub>1</sub>, C, A, B. Помимо этого, была обнаружена новая компонента [1-14]<110>, обладающая максимальной интенсивностью по сравнению с остальными. С увеличением степени деформации наблюдалось постепенное изменение текстурных составляющих, однако, значения интенсивностей всех компонент после деформации с количеством оборотов, равным 5, оставались приблизительно равными, что подтверждает достижение состояния насыщения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 10-08-00594), ERA.NetRUS (проект STP-219) и Министерства образования и науки РФ (проект №14.A12.31.0001).

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-0,3%Ca ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Добаткин С.В.<sup>1,2</sup>, Рохлин Л.Л.<sup>1</sup>, Салищев Г.А.<sup>3</sup>, Копылов В.И.<sup>4</sup>,  
Серебряный В.Н.<sup>1</sup>, Степанов Н.С.<sup>3</sup>, Тарыгина И.Е.<sup>1</sup>, Курошев И.С.<sup>1,2</sup>,  
Мартыненко Н.С.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва

<sup>3</sup>Белгородский государственный университет, Белгород

<sup>4</sup>Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск (Беларусь)

Магниевые сплавы имеют гексагональную симметрию кристаллической решетки и относительно малую пластичность при комнатной температуре. В этой связи уделяется особое внимание формированию в магневых сплавах ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, как одному из решающих факторов, обеспечивающих повышение низкотемпературной пластичности данных материалов. Имеется много методов интенсивной пластической деформации (ИПД), но получение массивных заготовок возможно, в основном, методами равноканального углового прессования (РКУП), мультиосевой деформации (МД) и винтовой экструзии. Для эффективного использования РКУП магневых сплавов необходима предварительная проработка исходной литой структуры. Обычно это делают экструзией.

Целью настоящей работы являлось:

1. Изучение возможности применения мультиосевой деформации как предварительной операции перед равноканальным угловым прессованием.
2. Исследование структуры и свойств после мультиосевой деформации.

В работе рассмотрено изменение структуры, свойств и текстуры сплава Mg-0,3%Ca после мультиосевой деформации и равноканального углового прессования. Мультиосевая деформация проводилась с суммарной степенью истинной деформации 27,5 – 32,5 по двум режимам: с понижением температуры в интервале 425 - 375°C и 400 - 325°C. В первом случае получили структуру сплава Mg-0,3%Ca после динамической рекристаллизации с размером зерна 15-20 мкм, а во втором случае – с размером зерна 1–2 мкм. Также изучалась возможность применения мультиосевой деформации после первого режима как предварительной операции перед равноканальным угловым прессованием. РКУП проводили по двум режимам: при температуре 275°C по маршруту А за 1 проход и при температуре 325°C по маршруту Вс за 4 прохода. После мультиосевой деформации по первому режиму предел прочности достигает  $\sigma_b=110$  МПа при  $\delta=34\%$ . После РКУП при 275°C (N=1) и при 325°C (N=4) предел прочности повышается до  $\sigma_b=170$  МПа при  $\delta=25\%$  и до  $\sigma_b=160$  МПа при  $\delta=30\%$ ,

соответственно. После мультиосевой деформации по второму режиму предел прочности достигает  $\sigma_b=194$  МПа при  $\delta=39\%$ .

Текстуру исследовали на рентгеновском текстурном дифрактометре ДРОН-7 в  $\text{CuK}\alpha$  – излучении методом «на отражение» с помощью съемки пяти неполных полюсных фигур  $\{00.4\}$ ,  $\{21.1\}$ ,  $\{10.2\}$ ,  $\{10.3\}$ ,  $\{11.0\}$  с максимальным углом наклона  $\alpha_{\text{max}}=70^\circ$  и с шагом по углам  $\alpha$  и  $\beta$ , равным  $5^\circ$  ( $\alpha$  и  $\beta$  – радиальный и азимутальный углы на полюсной фигуре). ФРО и объемные доли основных ориентировок рассчитывали методом аппроксимации большим числом Гауссовских нормальных распределений.

После мультиосевой деформации в сплаве формируется довольно острая текстура типа  $(10-10)\langle 11-20 \rangle$ . После РКУП по 1 маршруту текстура сплава – смешанная. Она состоит из ориентировок, присущих мультиосевой деформации и новых ориентировок в виде наклоненной на  $\sim 45-50^\circ$  к направлению прессования базисной текстуры, образующихся в результате больших сдвиговых деформаций в плоскости пересечения каналов. После РКУП по маршруту 2 в сплаве присутствует лишь один тип текстуры в виде наклоненной (на  $45-50^\circ$  к направлению прессования) базисной текстуры.

Таким образом, исходя из того, что наблюдается повышение прочностных свойств после РКУП, можно сделать вывод о том, что мультиосевая деформация может быть применена в качестве предварительной обработки сплава перед равноканальным угловым прессованием. Можно утверждать, что РКУП изменяет текстуру сплава от призматической, характерной для мультиосевой деформации, которой подвергалась исходная заготовка, к наклоненной базисной текстуре. Также видно, что мультиосевую деформацию можно использовать как финишную операцию для получения УМЗ структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (13-03-00564) и Минобрнауки РФ (Госконтракт №14.А12.31.0001).

## **ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ И КИНЕТИКА СТАРЕНИЯ МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43 ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

**Лукьянова Е.А.<sup>1,2</sup>, Тележникова А.Е.<sup>1</sup>, Добаткин С.В.<sup>1,2</sup>, Эстрин Ю.З.<sup>2,3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва*

<sup>3</sup>*Университет им. Монаша, Мельбурн (Австралия)*

*helenelukyanova@gmail.com*

В последнее время магниевые сплавы рассматриваются не только в качестве легких конструкционных материалов, в которых могут достигаться высокие прочностные свойства, но и в качестве биоматериалов, например, для создания

резорбируемых ортопедических имплантов. Одним из наиболее перспективных сплавов является промышленный магниевый сплав WE43, содержащий редкоземельные металлы, обеспечивающие повышение прочности и коррозионной стойкости. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) позволяет получать ультрамелкозернистые материалы с новым комплексом механических и эксплуатационных свойств. Целью работы являлось исследование термостабильности и возможности упрочнения в процессе старения сплава WE43, подвергнутого ИПД методом кручения под гидростатическим давлением (КГД).

ИПД осуществлялась на наковальне Бриджмена путем кручения образцов диаметром 20 мм и толщиной ~1 мм под высоким гидростатическим давлением 6 ГПа при температурах 20, 200 и 300°C. Перед обработкой кручением образцы сплава WE43 гомогенизировались при 525°C в течение 8 ч для приведения структуры в равновесное состояние.

Измерение микротвердости при различных температурах нагрева до 500°C с выдержкой при каждой температуре 1 ч показало, что микротвердость всех образцов сплава WE43 после КГД значительно выше, чем для сплава в исходном состоянии. С увеличением температуры деформации микротвердость снижается и наибольшие значения её достигаются после КГД при комнатной температуре. Нагревы при температурах до 200°C приводят к дополнительному упрочнению, очевидно за счет распада пересыщенного твердого раствора на основе магния. При дальнейшем повышении температуры выше 250°C наблюдалось разупрочнение.

Методами измерения микротвердости и удельного электросопротивления установлено, что сплав WE43 после КГД может дополнительно упрочняться при старении за счет распада пересыщенного магниевого твердого раствора. В процессе изотермического старения при 200°C общей продолжительностью 64 ч значения микротвердости возрастают, а электросопротивление снижается, свидетельствуя об обеднении магниевого твердого раствора редкоземельными металлами. Наибольшее упрочнение сплава WE43 обеспечивается после КГД при комнатной температуре. По мере повышения температуры кручения значения микротвердости снижаются, однако для всех образцов после КГД оказываются на более высоком уровне по сравнению с исходным гомогенизированным состоянием. Кроме того, показано, что ИПД значительно ускоряет распад магниевого твердого раствора, о чем свидетельствует смещение максимумов кривых микротвердости в сторону меньших выдержек последовательно от гомогенизированного состояния к деформированному при 300, 200 и 20°C.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 13-03-00564) и Минобрнауки РФ (Госконтракт №14.А12.31.0001).

## СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВАХ ТИПА VT16 ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА

Елкина О.А.<sup>1</sup>, Колобов Ю.Р.<sup>2</sup>, Макаров В.В.<sup>1</sup>, Пушин В.Г.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,

<sup>2</sup>Белгородский государственный университет, Белгород  
*pushin@imp.uran.ru*

В работе была исследована возможность получения мелкодисперсной структуры в высоколегированном сплаве VT16 (Ti-3Al-4V-5Mo), закаленном от 885°C (из области  $\beta$ -фазы) на орторомбический мартенсит  $\alpha'$ -мартенсит пакетной морфологии.

Показано, что многопроходная холодная пластическая деформация с суммарным обжатием на 75% существенно изменила фазовое состояние сплава. Рентгенографически оно идентифицировалось уже как  $\alpha'$ -ГПУ-фаза. Не были обнаружены линии  $\beta$ -фазы, как и характерные отражения орторомбической  $\alpha'$ -фазы, а наблюдаемые отражения были весьма (в разы) уширены, что обусловлено сильными искажениями структуры деформированного сплава. Из данных оптической и просвечивающей электронной микроскопии следовало, что микроструктура деформированного сплава полностью утратила характерную для  $\alpha'$  и  $\alpha''$ -мартенситов пакетно-пластинчатую морфологию.

Электронномикроскопически было установлено, что в сплаве повсеместно сформировалась сильно фрагментированная, зеренно-субзеренная структура  $\alpha'$ -фазы с равноосной морфологией наноразмерного масштаба. На микродифракционных картинах преобладало кольцевое распределение рефлексов  $\alpha'$ -ГПУ-фазы, некоторые из которых сгруппированы в текстурные скопления, что свидетельствует о преобладании большеугловых случайно разориентированных нанозерен. Последующий одночасовой отжиг проводили при 400, 500 и 600°C. И если в двух первых случаях в сплаве сохранялась однофазная  $\alpha'$ -структура, то после отжига при 600°C, сплав начал испытывать обратное превращение в  $\beta$ -фазу (до 20% по массе по данным рентгенофазового анализа).

Следы такого распада на фоне наноструктурной  $\alpha'$ -фазы электронномикроскопически были обнаружены, начиная уже после отжига при 400°C. После отжига при 500°C наноструктурная картина сплава незначительно изменилась: отмечалось некоторое увеличение размеров нанозерен и произвольности их ориентации. На это указывал более четкий контраст на изображениях и сплошной характер колец рефлексов на дифракциях. Линейные размеры элементов зеренно/субзеренной структуры  $\alpha'$ -фазы остались менее 50 нм. И лишь только отжиг при 600°C не только инициировал образование до 20%  $\beta$ -фазы, но и привел к заметному суммарному снижению микроискажений и плотности дислокаций в нанозернах  $\alpha'$ - и  $\beta$ -фазы. Можно полагать, что поскольку

по всему объему сплава внутри всех наночастиц размерами порядка 100-150 нм практически не наблюдались дислокационная субструктура, имели место два конкурирующих процесса: распад с образованием и ростом наночастиц  $\beta$ -фазы и рекристаллизация *in situ* в наночастицах  $\alpha$ -фазы.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ХРОМОВЫХ БРОНЗ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Шаньгина Д.В.<sup>1,2</sup>, Бочвар Н.Р.<sup>1</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>2</sup>,  
Губица Е.<sup>3</sup>, Добаткин С.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва

<sup>3</sup>Университет Этваш Лоранд, Будапешт (Венгрия)

shanginadaria@mail.ru

В настоящей работе исследовали структуру и свойства сплавов Cu-0,7%Cr, Cu-9,85%Cr, Cu-27(масс)%Cr, после кручения под гидростатическим давлением (КГД). Сплавы Cu-0,7%Cr, Cu-9,85%Cr подвергались горячей ковке, термической обработке по двум режимам: закалка в воду с температуры 1000°C (выдержка 2 часа) и отжиг при 1000°C (выдержка 2 часа, охлаждение с печью), а сплав, содержащий 27% Cr деформировали в литом состоянии. Кручение под гидростатическим давлением осуществляли на наковальне Бриджмена при комнатной температуре под давлением 4 ГПа в течение 5 оборотов.

Исследования показали что режим предварительной термической обработки оказывает влияние как на прочность, так и на термическую стабильность сплава Cu-0.7%Cr после КГД. Предварительная закалка повышает микротвердость с 1,6 до 1,7 ГПа и температуру начала разупрочнения с 250 до 300°C по сравнению с предварительно отожженным состоянием. Упрочнение после КГД в этом сплаве обусловлено формированием ультрамелкозернистой структуры с размером зерна 209 нм, а последующий нагрев до температуры 250 °C приводит к увеличению размера зерна до 245 нм. При увеличении содержания Cr до 9,85% микротвердость бронзы после КГД возрастает до 2,1 ГПа, преимущественно за счет формирования более дисперсной структуры со средним размером зерна 151 нм. Начало разупрочнения в этом сплаве сдвигается в область более высоких температур (~350°C). Причем режим предварительной термической обработки не оказывает влияния на прочность сплава после КГД и термическую стабильность структуры. После старения в течение 1 часа при температуре 500 °C размер зерна увеличивается до 213 нм. В сплаве Cu-27%Cr была достигнута максимальная прочность после КГД (2,7 ГПа), и, соответственно наиболее дисперсная структура с размером зерна 47 нм. Стабильность наноразмерной структуры в этой бронзе

наибольшая среди рассмотренных сплавов (500°C). Выдержка в течение 1 часа при этой температуре приводит к увеличению размера зерна до 82 нм.

Рентгеноструктурный анализ показал, что размер областей когерентного рассеяния (ОКР) и плотность дислокаций после КГД мало зависят от режима предварительной термической обработки, однако сильно изменяются при увеличении легирования. С повышением содержания Cr от 0,7% до 27% размер ОКР уменьшается почти в два раза с 64 нм до 36 нм, а плотность дислокаций увеличивается в 4 раза с  $38 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$  до  $163 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 10-08-00594), ERA.NetRUS (проект STP-219) и Министерства образования и науки РФ (проект №14.A12.31.0001).



**СЕКЦИЯ 2**  
**«ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ**  
**ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ**  
**ФОРМЫ»**





**ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ: ХИМИЧЕСКИЙ И  
ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ,  
СВОЙСТВА, ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ****Пушин В.Г.***Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург  
pushin@imp.uran.ru*

В последние годы все большее внимание исследователей вызывает концепция создания так называемых высокоэнтропийных металлических сплавов. Одним из формальных критериев их синтеза является наличие в достаточном количестве (5-35 ат. %) большого числа химических элементов (не менее 4-5). Классическими примерами таких материалов, на которых были продемонстрированы их преимущества и специфические особенности, являются эквиатомные многокомпонентные сплавы. Данным материалам наряду с характеристиками, типичными для металлических сплавов, присущ ряд уникальных и необычных свойств, например, металлокерамик: высокая твердость, прочность, жаропрочность, стойкость по отношению к разупрочнению при высоких температурах, пластичность при повышенных температурах, коррозионная стойкость, термическая устойчивость метастабильных дисперсионно-упрочненных структурных состояний и т.п.

В данном обзоре рассмотрено в исторической ретроспективе развитие основных принципов легирования различных конструкционных и функциональных металлических и металлокерамических сплавов и сталей, интерметаллических и химических соединений. Обсуждается влияние традиционного и многокомпонентного легирования на структуру, фазовые превращения и фазовую стабильность сплавов.

На примере 4 групп перспективных материалов, высокопрочных алюминиевых сплавов, сталей, сплавов на основе никелида титана и сплавов Гейслера с эффектами памяти формы, рассмотрены возможности их синтеза при многокомпонентном легировании, особенности фазового состава, влияние термических и термомеханических обработок, включая экстремальные методы сверхбыстрой закалки из расплава и мегапластической деформации.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ №14-02-00379, Президиума РАН 12-П-2-1060.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНТРОПИИ ТЕРМОУПРУГОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ****Реснина Н.Н., Беляев С.П.***Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург  
resnat@mail.ru*

В уравнении термодинамического баланса при термоупругих мартенситных превращениях рассматриваются вклады, связанные с изменениями свободной энергии Гиббса, упругой и диссипативной энергий. В работе Салсбрэннера и Коэна было показано, что существует однозначная связь между температурами мартенситных превращений и температурным гистерезисом, с одной стороны, и вкладом упругой и диссипативной энергий в уравнение термодинамического баланса, с другой стороны. Энергетические параметры прямо пропорционально связаны с температурами мартенситных превращений, и коэффициентом пропорциональности является скачок энтропии при мартенситном переходе. Однако, скачок энтропии не может быть напрямую измерен экспериментально. Существует несколько подходов к определению скачка энтропии при превращении. Основными можно считать подход Ортина и Планеса, основанный на вычислении энтропии по калориметрическим данным, и подход Лью и Маккормика, согласно которому  $\Delta S$  может быть вычислена из соотношения Клаузиуса – Клапейрона. Вместе с тем оба подхода являются трудоемкими, поскольку первый из них связан с большим количеством вычислений по интегрированию и дифференцированию кривой теплового потока, а второй – с выполнением большого количества экспериментов для определения  $d\sigma/dT$ . В настоящей работе авторы предлагают простой метод вычисления скачка энтропии, основанный на зависимости величины тепла, выделившегося при прямом мартенситном переходе, от скачка энтропии и температуры  $M_f$ . Формула, предложенная авторами, основана на выражении, которое позволяет вычислить величину тепла, выделившегося при прямом мартенситном переходе, через скрытую теплоту перехода, упругую и диссипативные энергии, с одной стороны, и зависимости этих энергий от температур мартенситных переходов и скачка энтропии, с другой стороны.

В работе определен скачок энтропии при  $B2 \rightarrow B19'$  мартенситном превращении в эквИАтомном сплаве  $Ti_{50}Ni_{50}$ . Величина  $\Delta S$  была вычислена тремя путями: на основе формулы Ортина-Планеса, через уравнение Клаузиуса – Клапейрона (подход Лью - Маккормика) и по формуле, предложенной авторам. Показано, что значение  $\Delta S$  не зависит от способа вычисления и для исследуемого сплава составляет  $-0,105$  Дж/(г·К). Таким образом, установлено, что скачок энтропии при мартенситном превращении может быть вычислен простым способом, как отношение величины тепла, выделившегося при прямом

мартенситном переходе к величине температуры окончания прямого превращения.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ  
КВАЗИНЕПРЕРЫВНОЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ИНТЕНСИВНОЙ  
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ  
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ Ti-Ni С  
ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>, Кавалла Р.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва*

<sup>2</sup>*Технический университет «Фрайбергская горная академия», Фрайберг  
(Германия)*

*khmel@tmo.misis.ru*

Термомеханическая обработка (ТМО), включающая интенсивную пластическую деформацию (ИПД), является одним из наиболее эффективных методов повышения функциональных свойств сплавов с памятью формы на основе Ti-Ni. Именно с ее помощью возможно получить ультрамелкозернистую (субмикроструктурную, наносубзернистую или нанокристаллическую) структуру, для которой характерен повышенный уровень функциональных свойств.

Развитие методов ИПД идет по пути поиска схем, позволяющих получать массивные заготовки с нанокристаллической структурой (НКС). Кручение под давлением и многопроходная прокатка не позволяют получать массивных нанокристаллических образцов, а использование метода АВС-прессования и равноканального углового прессования (РКУП) не позволяет получить НКС в сплавах Ti-Ni в связи с ограниченной технологической пластичностью сплавов Ti-Ni при температурах деформации ниже 350°C и частичного разупрочнения металла в процессе подогревов между проходами.

Устранить вторую причину возможно, производя ИПД материала в изотермических условиях с точным контролем в зоне деформации. В данной работе впервые было произведено опробование новой схемы квазинепрерывной изотермической деформации «Max-Strain» (MS) для получения ультрамелкозернистой структуры в сплавах Ti-Ni с памятью формы.

Материалом для исследования служила заготовка из сплава Ti-50.2at.% Ni. Образец, вырезанный из заготовки, деформировали на модуле «Max-Strain», входящем в состав комплекса физического моделирования «Gleeble 3500» со скоростью 0.5 мм/с при постоянной температуре 400°C. После каждого обжата образец поворачивали на 90° вокруг его оси. Степень накопленной истинной

деформации за 6 обжатию составила около  $\epsilon=3$ . После деформации проводили отжиг при температурах 350°C, 1ч; 400°C, 1ч и 700°C, 30мин.

Температурные интервалы мартенситных превращений оценивали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Структуру исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра и электронного микроскопа. Обратимую деформацию определяли термомеханическим методом при изгибе.

Проведенные исследования показали, что структура, полученная в результате ИПД на модуле MS, приближается к нанокристаллической и обеспечивает значительное преимущество по основному функциональному свойству – полностью обратимой деформации.

Полученные результаты предварительных исследований свидетельствуют о перспективности выбранного направления с точки зрения улучшения комплекса функциональных свойств сплавов с памятью формы на основе Ti-Ni.

### ВЛИЯНИЕ РКУП НА СКОРОСТНУЮ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ И АКТИВАЦИОННЫЙ ОБЪЕМ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ TiNi

Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>, Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Лукьянов А.В.<sup>1</sup>, МаксUTOва Г.Ю.<sup>1</sup>,  
Крейберг А.Ю.<sup>3</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>3</sup>, Сабиров И.Н.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

<sup>2</sup>Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа

<sup>3</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва

<sup>4</sup>Институт материалов Авда. Дел Мар Медитерранео, Мадрид (Испания)  
dimagun@mail.ru

Исследования были проведены на сплаве  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ , имеющем при комнатной температуре структуру В2 – аустенита, и мартенситном при комнатной температуре стехиометрическом сплаве  $Ti_{50}Ni_{50}$ . Сплавы были подвергнуты РКУП для формирования УМЗ состояния. Для определения скоростной чувствительности  $t$  была использована известная методика изменения скоростей растяжения в процессе механических испытаний. Активационный объем рассчитывался по формуле  $\Delta V = \sqrt{3kT/m\sigma}$ , где  $\sigma$  – напряжение течения, МПа,  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – температура испытаний, К. Испытания проводили при температуре от комнатной до 400°C.

Размер зерна аустенита в исходных крупнозернистых (КЗ) сплавах после закалки с 800°C составлял 30-50 мкм. Сплав  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$  после РКУП имел размер зерна аустенита около 0,3 мкм. Сплав  $Ti_{50}Ni_{50}$  после РКУП находится в мартенситном состоянии, размер зерна аустенита оценочно составляет около 0,7 мкм. Анализ кривых растяжения показывает следующее: при испытаниях при комнатной температуре на кривых растяжения сплавов и в КЗ, и УМЗ состоянии при напряжении  $\sigma_m$  около 200-400 МПа, наблюдается площадка фазовой

псевдотекучести, а при повышении  $T$  растяжения до  $150^{\circ}\text{C}$  и выше площадка фазовой псевдотекучести исчезает, что свидетельствует о блокировке превращения  $B2 - B19'$ . РКУП приводит к заметному повышению прочности и предела дислокационной текучести ( $\sigma_T$ ) при всех температурах испытаний. Прочностные характеристики сплава  $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$  несколько выше, чем сплава  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$  в аналогичном состоянии. При повышении  $T$  испытаний снижаются и прочность, и пластичность обоих сплавов как в КЗ, так и в УМЗ состояниях. Понижение пластичности сплавов связано с блокировкой мартенситного превращения, а также с уменьшением стадии равномерной деформации и более быстрой ее локализацией.

И в КЗ, и в УМЗ сплавах  $\text{TiNi}$  с увеличением температуры испытаний параметр  $m$  увеличивается. В УМЗ сплавах  $m$  в 1.5 – 3 раза выше, чем в КЗ сплавах. Параметр  $\Delta V$  для КЗ сплавов имеет минимальное значение при растяжении при комнатной температуре, а с ростом  $T$  деформации активационный объем увеличивается. Вероятно, это связано с блокировкой мартенситного превращения при повышении  $T$ . В тоже время в УМЗ состоянии, параметр  $\Delta V$  сначала повышается до максимума (при  $T=150^{\circ}\text{-}250^{\circ}\text{C}$ ), а с дальнейшим с ростом  $T$  деформации до  $400^{\circ}\text{C}$  активационный объем уменьшается, что может быть связано с увеличением вклада межзеренного проскальзывания в УМЗ состоянии с ростом  $T$ .

## **АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ НАВЕДЕНИИ ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА (ОБЗОР)**

**Рыклина Е.П.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва  
ryklina@tmo.misis.ru*

Предпринята попытка проанализировать и обобщить результаты работ отечественных и зарубежных исследовательских групп по влиянию параметров внешних воздействий при наведении эффектов памяти формы (ЭПФ) в сплавах с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана.

Для наведения ОЭПФ применяют различные способы, основанные на различных комбинациях температурно-механических воздействий. Полученные разными авторами закономерности не согласуются между собой как по характеру эволюции в зависимости от величины полной наводимой деформации, так и по величине реализуемых параметров ЭПФ и ОЭПФ. Анализ публикаций, посвященных исследованию влияния деформационных параметров на ФС СПФ, свидетельствует о неоднозначности, а иногда и противоречивости результатов,

полученных разными группами исследователей. Причины этой неоднозначности результатов заключаются, *во-первых*, в использовании разных объектов исследований (проволока, прутки, лента, пружина), способов деформации и диапазонов величины деформации при наведении ЭПФ.

*Во-вторых*, авторами не учитываются следующие принципиально важные факторы: практически во всех опубликованных работах отсутствует информация об исходной структуре сплава, используемого при исследовании, о ней можно опосредованно судить по приводимым режимам термообработки. В то же время, как показывает анализ работ, посвященных исследованию влияния структурного состояния на функциональные свойства (ФС), именно исходное структурное состояние сплава определяет получаемый комплекс ФС СПФ.

*В-третьих*, упускаются из виду важность исходного фазового состояния и возможность реализации разных механизмов (последовательностей) превращений при наведении ЭПФ и ОЭПФ. Традиционно наведение ЭПФ и ОЭПФ осуществляют при комнатной температуре в состоянии аустенита или мартенсита охлаждения (исходное фазовое состояние определяется химическим составом сплава); при этом реализуемые предельные величины обратимой деформации и ОЭПФ не превышают 7,5 и 4 % соответственно.

В лаборатории ТМО НИТУ «МИСиС» были проведены исследования, учитывающие изложенные предпосылки. Определены условия (структурное состояние, исходное фазовое состояние при наведении ЭПФ и температурно-деформационные параметры тренировки), обеспечивающие достижение предельно возможных функциональных характеристик в СПФ на основе никелида титана. Полученные результаты могут быть использованы для прецизионного управления ФС СПФ, в том числе при выполнении различных прикладных задач.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-(Zr, Ta)

Шереметьев В.А.<sup>1</sup>, Казакбиев А.М.<sup>1</sup>, Петржик М.И.<sup>1</sup>, Дубинский С.М.<sup>1</sup>,  
Браиловский В.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва

<sup>2</sup>Высшая технологическая школа, г. Монреаль (Канада)  
vadim.sheremetyev@gmail.com, kazakbiev@misis.ru, mi\_p@mail.ru,  
dubinskiy@tmo.misis.com, prokoshkin@tmo.misis.ru, v.brailov@gmail.com

Поиск новых металлических материалов для использования в качестве стоматологических и ортопедических имплантов, обладающих высокой биомеханической совместимостью, – актуальная задача медицинского металловедения. Сплавы с памятью формы (СПФ) благодаря низкому значению

модуля Юнга и эффекту сверхупругости наиболее близки к костной ткани по механическому поведению. В последнее десятилетие, в качестве перспективных материалов для имплантов, внимание ученых привлекают СПФ на основе Ti-Nb, в частности Ti-Nb-(Zr, Ta), в состав которых входят только биосовместимые компоненты. Методами термомеханической обработки (ТМО), управляя структурой и субструктурой СПФ, можно достигать высоких функциональных свойств. Структурные и механические характеристики поверхностного слоя, полученного в результате ТМО СПФ Ti-Nb-(Zr, Ta) и контактирующего с тканями и жидкостями человеческого тела, до настоящего времени не были изучены.

Настоящая работа посвящена изучению структуры и механических характеристик поверхностных слоев СПФ Ti-22Nb-6Zr, Ti-20Nb-6Ta и Ti-50.7Ni (ат. %), формирующихся в результате ТМО по оптимальным режимам, обеспечивающим наилучший комплекс функциональных свойств.

Методами рентгеновской дифрактометрии и растровой электронной микроскопии был определен химический и фазовый состав поверхностных слоев. Изучение механических характеристик поверхностных слоев проводили методами измерительного царапания, измерительного индентирования и измерительного скольжения. Для оценки биохимической совместимости изучаемой поверхности были измерены углы смачивания методом лежащей капли. Исследования проводили в сравнении с широко используемым материалом для имплантов – чистым титаном (Ti-Grade 4).

Показано, что поверхностный слой после термообработки представляет собой в основном сложный оксид типа рутила с металлическими компонентами основы сплавов. Толщина окисленного слоя после оптимального режима ТМО составляет 1-3 мкм. Испытания методом измерительного царапания выявили высокую адгезионную прочность оксидного слоя на поверхности СПФ Ti-Nb-(Zr, Ta), образованного в ходе ТМО. Угол смачивания поверхности СПФ Ti-Nb-(Zr, Ta) почти в 2 раза меньше, чем у титана и никелида титана, что должно способствовать ускорению процессов остеоинтеграции.

## **О ВЛИЯНИИ РАЗМЕРА СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА Ti-50,7 ат. %Ni**

**Вачиян К.А., Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,*

*Москва*

*ryklina@tmo.misis.ru*

Структурное состояние сплавов с эффектом памяти формы оказывает определяющее влияние на их функциональные характеристики: характеристические температуры мартенситных превращений, величину

обратимой деформации и обратимого эффекта памяти формы, величину остаточной деформации.

В работе изучено влияние размера зерна в рекристаллизованной структуре и субзерна в полигонизованной субструктуре сплава Ti–50,7 ат.%Ni на все перечисленные характеристики. Исследования проводили на проволоке диаметром 0,3 мм, полученной волочением с истинной деформацией  $e = 0,6$ . Последеформационный отжиг (ПДО) проводили при температуре 430 °С (1–10 ч) для получения полигонизованной субструктуры с разными размерами частиц фазы  $Ti_3Ni_4$ , выделяющейся при старении. Рекристаллизационный отжиг проводили при температурах 600, 700 и 800 °С для получения разного размера зерна. Структурные исследования образцов с полигонизованной субструктурой проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEOL 2100, а образцов с рекристаллизованным зерном – на растровом электронном микроскопе JSM-6460LV.

Наведение эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) осуществляли изгибом в диапазоне деформаций 12–19 %, используя схему нагружения через  $R \rightarrow B19'$ -превращение (деформирование в области существования R-фазы с последующим охлаждением под нагрузкой до температуры жидкого азота).

Увеличение времени выдержки при 430 °С с 1 до 10 ч сопровождается увеличением среднего размера полигонизованного субзерна с 60 до 90 нм. Размер рекристаллизованного зерна увеличивается с 5 до 15 мкм при повышении температуры с 600 до 800 °С.

Размер зерна оказывает выраженное влияние на все параметры ЭПФ и ОЭПФ.

Наибольшую величину обратимой деформации ЭПФ (15,5 %) в сплаве Ti–50,7 ат.%Ni при наведении эффекта в области  $R \rightarrow B19'$ -превращения обеспечивает рекристаллизованная в результате отжига при 600 °С, 1 ч структура с размером зерна 5 мкм в случае максимальной полной наводимой деформации (19%). Величина деформации упругой отдачи при этом составляет 3,2 %, величина ОЭПФ и остаточной деформация – 0,2%. При увеличении размера зерна от 5 до 15 мкм обратимая деформация монотонно уменьшается от 15,5 до 10,4% при максимальной величине полной наводимой деформации. С ростом размера субзерна с 60 до 90 нм обратимая деформация увеличивается, достигая 14,7 % после отжига при 430 °С, 10 ч. Наибольший ОЭПФ (2,2%) реализуется в наносубзеренной структуре после ПДО при 430 °С, 10 ч и рекристаллизованной структуре после закалки от 700 °С.

## ***СЕКЦИЯ 2***

# ***СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ***





**ПСЕВДОУПРУГОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ  
ТОНКИХ ЛЕНТ СПЛАВА  $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$** **Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>2</sup>**<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва  
spbelyaev@mail.ru*

В работе исследовано псевдоупругое поведение аморфно-кристаллических тонких лент сплава  $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$  с содержанием кристаллической фазы 40, 60, 80 и 100 %. Обнаружено, что эффект псевдоупругости проявляется в широком температурном интервале в аморфно-кристаллических образцах с объемной долей кристаллической фазы 60 % и более. Установлено, что увеличение объемной доли кристаллической фазы приводит к возрастанию величины псевдоупругой деформации, уменьшению напряжения, необходимого для наведения мартенситной фазы, и увеличению механического гистерезиса. Кроме этого, показано, что увеличение объемной доли кристаллической фазы приводит к уменьшению коэффициента пропорциональности в уравнении Клаузиуса – Клапейрона. Так, в образце с 60 % кристаллической фазы значение  $d\sigma/dT$  составляет 5,7 МПа/К, в то время, как в полностью кристаллическом образце – 4,2 МПа/К. Значения коэффициента пропорциональности в соотношении Клаузиуса - Клапейрона использовали для вычисления фазовой деформации по формуле:

$\varepsilon_f = \frac{Q_M}{M_f} \cdot \frac{dT}{d\sigma}$ , где  $Q_M$  – тепло, выделившееся при прямом мартенситном переходе,

$M_f$  – температура окончания прямого мартенситного превращения. Сравнение расчетной фазовой деформации с экспериментальными данными показало, что в образцах с 80 и 100 % кристаллической фазы расчетная величина деформации совпадает с максимальным значением псевдоупругой деформации, полученной в экспериментах. В образцах с 60 % кристаллической фазы расчетное значение  $\varepsilon_f$  в 1.5 – 2 раза превышает экспериментальное значение деформации, наведенной за счет появления мартенсита под напряжением. Размер кристаллических зерен меняется незначительно при увеличении объемной доли кристаллической фазы. Поэтому было сделано предположение о том, что в образце с 60 % кристаллической фазы наведению мартенситной фазы под напряжением препятствует высокая энергия границ между кристаллической и аморфной фазами. Это подтверждается тем фактом, что для образования мартенситной фазы в образце с 60 % кристаллической фазы требуется значительно большее напряжение, чем в образцах с большей долей кристаллов. Кроме этого и смещение температур мартенситных переходов на одно и то же значение происходит за счет больших напряжений в образце с 60 % кристаллической фазы, чем в образцах с объемной долей кристаллической фазы 80 и более процентов.

## РАСЧЁТ НАКОПЛЕНИЯ НЕОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА TiNi ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В НЕПОЛНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ПРЯМОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

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

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург  
alekspb@list.ru

В реальном устройстве, рабочим телом которого является сплав с памятью формы, накопление необратимой деформации не только приводит к изменению силовых и геометрических параметров, но, в конечном счете, может приводить и к потере функциональности прибора. Экспериментальные исследования требуют больших трудозатрат, поэтому важной задачей является моделирование накопления необратимой деформации в сплавах с памятью формы при теплосменах через интервал мартенситных превращений. Для её решения провели расчёт накопления необратимой деформации при термоциклировании сплава  $Ti_{50}Ni_{50}$  через температурный интервал неполного прямого мартенситного превращения с помощью модернизированной Структурно-аналитической теории прочности Лихачёва - Малинина. В исходном варианте устанавливалась линейная зависимость уменьшения силы микропластического течения -  $F_n^y$  от величины упрочнения  $-F_n^y - F_0^y$ , что приводит к слишком быстрому достижению величиной  $F_n^y$  постоянного значения:  $dF_n^y = h |d\Phi_n^p| + r(F_n^y - F_0^y)H(F_n^y - F_0^y)d\Phi_n H(-d\Phi_n)$ . Поэтому ввели показатель разупрочнения  $\alpha$ , его варьирование позволило менять вид зависимости величины силы микропластического течения от величины упрочнения.

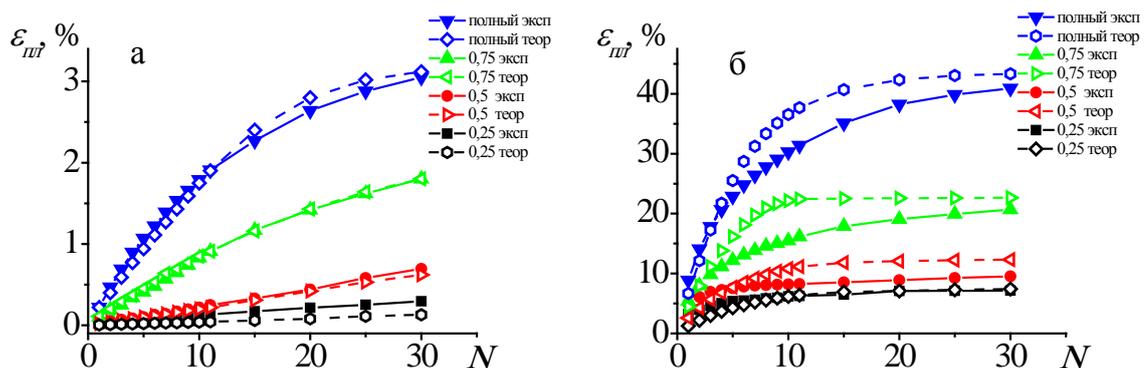


Рисунок 1 Расчётные и экспериментальные зависимости накопленной пластической деформации в сплаве  $Ti_{50}Ni_{50}$  от числа циклов при термоциклировании через различную долю температурного интервала прямого превращения под постоянным напряжением 50 МПа (а) и 200 МПа (б). Расчет проведён на основе модифицированной структурно-аналитической теории прочности.

После модификации определяющее уравнение изменения силы микропластического течения приняло следующий вид:  $dF_n^y = h / d\Phi_n^p / + r_1(F_n^y - F_0^y)^\alpha H(F_n^y - F_0^y) d\Phi_n H(-d\Phi_n)$ . Показано, что модификация уравнения изменения силы микропластического течения позволила качественно и количественно прогнозировать изменение деформации при термоциклировании модельного сплава в неполном температурном интервале прямого мартенситного превращения (Рисунок 1).

## **ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

**Куранова Н.Н., Макаров В.В., Окулов А.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н.**

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

Среди сплавов с бездиффузионными термоупругими мартенситными превращениями и эффектами памяти формы (ЭПФ) сплавы никелида титана представляют особый класс сплавов с рекордными механическими, эксплуатационными и технологическими характеристиками. Важно при этом отметить, что как и во многих других сплавах с ЭПФ в сплавах никелида титана протекают при нагреве диффузионно контролируемые фазовые превращения, сопровождающиеся выделением различных фаз, как обогащенных никелем, так и в случае достехиометрических сплавов – обогащенных титаном. Безусловно, что присутствие избыточных фаз, а также реальный примесный химический состав сплавов, в частности по элементам внедрения кислороду и углероду оказывают существенное влияние на реальную структуру и свойства данных сплавов.

В данной работе было изучено влияние старения на мартенситные превращения и свойства бинарных сплавов на основе никелида титана с ЭПФ. Исследования проводили методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурной и рентгенофазовой дифрактометрии, а также измерений физико-механических свойств и эффектов памяти формы.

Были изучены структура и фазовый состав сплавов  $Ti_{50}Ni_{50}$ ,  $Ti_{50,5}Ni_{49,5}$ ,  $Ti_{49,7}Ni_{50,3}$ ,  $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ ,  $Ti_{49}Ni_{51}$ . Определен первичный фазовый состав сплавов и его зависимость от примесного содержания по углероду и кислороду. Выявлены особенности изотермического низкотемпературного (при  $T \leq 400^\circ C$ ) и высокотемпературного старения как в закаленных, так и в предварительно деформированных сплавах. Установлена фазовая последовательность распада сплавов и влияние распада на стабильность сплавов по отношению к мартенситным превращениям  $B2 \leftrightarrow R$  и  $B2(R) \leftrightarrow B19'$ .

Показано, что существенную роль в формировании однородного нанокристаллического состояния при низкотемпературном отжиге играет образование высокодисперсных частиц фаз старения, обогащенных никелем. Когда при увеличении температуры термообработки частицы избыточных фаз начинают частично растворяться или коагулировать и перестают оказывать блокирующее действие на рост зерен происходит значительное увеличение их размера. Это позволяет регулировать не только механические свойства, но и критические температуры реализации данных превращений и, соответственно, обеспечиваемых ими ЭПФ, варьируя режимы интенсивной пластической деформации и, если необходимо, последующих термообработок.

Выполненные механические испытания показали, что изученные сплавы характеризуются высокими значениями обратимой деформации фазовой псевдотекучести и высокими пределами прочности и текучести (до 2500 МПа и до 2000 МПа).

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 14-02-00379, проектов Президиума РАН 12-П-2-1060 и УрО РАН 12-2-2-005.

## РАЗРАБОТКА УСТРОЙСТВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ КЛИПИРОВАНИЯ СОСУДОВ И ТРУБЧАТЫХ ОРГАНОВ

Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Коротницкий А.В.<sup>1</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>,  
Чернов А.Н.<sup>2</sup>, Сутурин М.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва*

<sup>2</sup>*«Globetek 2000 Pty Ltd.», Мельбурн (Австралия)  
ryklina@tmo.misis.ru*

Применяемые на сегодняшний день клипирующие устройства выполнены из стали, титана и полимерных материалов. Их наложение на сосуды и трубчатые органы предполагают применение внешнего механического воздействия (для этой цели используют специальные манипуляторы). Механическое воздействие для их извлечения также необходимо. Травмирование стенки сосуда вплоть до их разрыва при этом неизбежно. Эти недостатки являются фатальными: некроз ткани сосуда приведет к необходимости его иссечения с наложенной клипсой. По этой причине существующие устройства и технологии не получили широкого распространения.

Разработанное принципиально новое клипирующее устройство из сплава Ti–50,7 ат.% Ni позволяет решить проблему экстренной остановки кровотока в хирургии и временного отключения органов (например, почки) при проведении полостных и лапароскопических операций. Действие клипсы основано на реализации одностороннего эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ). Устройство нового поколения проявляет ЭПФ при нагревании: бранши

клипсы смыкаются, пережимая сосуд обеспечивая дозированную компрессию при его установке; и легкое извлечение клипсы достигается размыканием ее браншей при охлаждении за счет реализации специально наведенного ОЭПФ. Разработанное устройство не имеет мировых аналогов и является конкурентоспособным на международном рынке.

В соответствии с медико-техническими требованиями разработаны устройства разных типоразмеров для сосудов разного диаметра и разным кровяным давлением. При наведении ЭПФ использовали разные температурно-деформационные схемы. Реактивное усилие в клипсах измеряли при помощи специальной установки, разработанной с использованием микроаналитических весов «Beuger». Конструкция установки позволяет измерять реактивное усилие в середине клипсы в процессе проявления ЭПФ при постепенном уменьшении расстояния между браншами. Клипирующие устройства при пережатии сосуда развивают реактивные усилия до 2,4 Н, а при реализации ОЭПФ самопроизвольное раскрытие браншей достигает 16°. Для проведения стендовых испытаний разработан фантом бедренной артерии, который позволяет варьировать давление жидкости в катетере (сосуде) при температуре тела (крови) человека. Для манипулирования клипсой разработан клипхолдер, который обеспечивает надежный захват клипсы, ее нагрев и охлаждение для обеспечения требуемых функциональных свойств. Клинические испытания, проведенные в центральной клинической больнице № 2 им. Семашко ОАО «РЖД» позволяют рекомендовать разработанное устройство к внедрению в клиническую практику.

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>Пленарная секция .....</b>	<b>3</b>
ИННОВАЦИИ В ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА И ЭКСПЛУАТАЦИИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ Шур Е.А. ....	5
РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ, СТОЙКИХ К РАЗРУШЕНИЮ В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ Матросов Ю.И., Холодный А.А. ....	6
НОВЫЙ КЛАСС ВЫСОКО ИНДУКЦИОННЫХ МАГНИТОМЯГКИХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЁНОК НА ОСНОВЕ Fe Шефтель Е.Н. ....	7
ДИСПЕРСИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЛАЗЕРНО НАПЛАВЛЕННОГО СЛОЯ ИЗ МАРТЕНСИТНО СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА СТАЛИ 3Х3МЗФ Ставрев Д.С., Щербачев В.С. ....	8
ДИНАМИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ РЕАЛИЗАЦИИ МАТЕРИАЛЬНЫХ ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ БЛИЗКИХ К СООТНОШЕНИЯМ КУРДЮМОВА-ЗАКСА ПРИ $\alpha$ - $\varepsilon$ - $\gamma$ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ Кашенко М.П., Чащина В.Г. ....	10
FUNCTIONAL FATIGUE OF SHAPE MEMORY ALLOYS FOR BIOMEDICAL APPLICATIONS Brailovski V. ....	11
ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З. ....	11
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ <i>авс</i> -ПРЕССОВАНИИ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О.А., Батулин А.А., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н. ....	12
ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ТОКОМ В СПЛАВАХ TiNi Столяров В.В. ....	13

<b>Секция 1 «Структурные и фазовые превращения при термической и термомеханической обработке» .....</b>	<b>15</b>
СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ УПРОЧНЕНИЯ ТОНКОПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Чукин М.В. ....	17
ОЦЕНКА СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ Одесский П.Д., Шабалов И.П., Лихачев М.В., Шувалов А.Н., Арсенкин А.М., Егорова А.А. ....	18
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е. ....	19
ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Котенева М.В., Никулин С.А., Рожнов А.Б. ....	20
ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОЛОСАХ ИЗ СПЛАВА МА2-1пч ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УВЕЛИЧЕННОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРЕССОВАНИИ С МАЛЫМИ ВЫТЯЖКАМИ Щербель Р.Д., Меркулова С.М. ....	21
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА «СТАЛЬ-ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ-СТАЛЬ» Никулин С.А., Рожнов А.Б., Нечайкина Т.А., Хаткевич В.М., Рогачев С.О. .	22
ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ХРОМОВОЙ БРОНZE В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Фаизов И.А., Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Аксенов Д.А. ....	24
ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТАЛИ 08X18N10T Максимкин О.П., Гусев М.Н., Цай К.В., Яровчук А.В., Рыбальченко О.В., Еникеев Н.А., Валиев Р.З., Добаткин С.В. ....	25
ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Cu-Cr-Ni ПРИ ПОМОЩИ ДИФФУЗИИ ИЗОТОПА <sup>63</sup> Ni Страумал П.Б., Вегнер М., Шаньгина Д.В., Дивинский С.В., Добаткин С.В., Вильде Г. ....	27
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОЙ БРОНZE Мартыненко Н.С., Шаньгина Д.В., Бочвар Н.Р., Янечек М., Добаткин С.В. .	28

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ МА2-1пч Пережогин В.Ю., Диез М., Серебряный В.Н., Галкин С.П., Эстрин Ю.З., Добаткин С.В.....	29
ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СИЛУМИНОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ Алсараева К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Комиссарова И.А. ....	31
<b>Секция 1 Стендовые доклады .....</b>	<b>33</b>
СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ Капуткина Л.М., Капуткин Д.Е., Свяжин А.Г., Смарикина И.В., Киндоп В.Э., Бобков Т.В.....	35
ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МНОГОФАЗНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПРОМЫШЛЕННОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ Поляк Е.И. ....	36
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И КИНЕТИКИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АУСТЕНИТА ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ Спектор Я.И., Куницкая И.Н. ....	37
КОМБИНИРОВАННЫЕ ОБРАБОТКИ ХРОМОМАНГАНЦОВИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ, УЧИТЫВАЮЩИЕ СТАБИЛЬНОСТЬ ИХ АУСТЕНИТА ПО ОТНОШЕНИЮ К ОБРАЗОВАНИЮ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ Малинов Л.С.....	39
СПОСОБ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ Малинов Л.С., Бурова Д.В. ....	40
РАЗРАБОТКА ПЕРСПЕКТИВНЫХ СПОСОБОВ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ, ПУТЕМ СОЗДАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ СЛОЕВ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ, САМОУПРОЧНЯЮЩИХСЯ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ Чейлях А.П., Чейлях Я.А., Караваева Н.Е.....	41
ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ Чейлях А.П., Чейлях Я.А. ....	42

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ Дельгадо Рейна С.Ю., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Голосиенко С.А., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. ....	43
К ВОПРОСУ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ Дементьев В.Б., Сухих А.А., Махнева Т.М. ....	44
ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ТРУБ Розенбаум М.А., Серебряков А.В., Швейкин В.П., Серебряков Ан. В., Смирнов С.В. ....	45
ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОРОШКОВЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ Рябичева Л.А., Жарский Н.И. ....	46
СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ ВКЛЮЧЕНИЕ-МАТРИЦА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛЕЙ Губенко С.И. ....	47
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В БОРИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЯХ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ Губенко С.И., Беспалько В.Н., Жиленкова Е.В. ....	49
НОВЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ С РЕГУЛИРУЕМЫМ АУСТЕНИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ (СТАЛИ С РАПЭ) Кругляков А.А., Никулин С.А., Хаткевич В.М., Рогачев С.О. ....	50
ОЦЕНКА ДЕФОРМАЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ НИОБИЯ И ОЛОВЯННОЙ БРОНЗЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ СЖАТИИ Никулин С.А., Рожнов А.Б., Алиев Р.М., Абдюханов И.М., Хаткевич В.М., Дергунова Е.А., Трактирникова Н.В., Рогачев С.О. ....	51
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА ИМВ7-1 СИСТЕМЫ Mg-Y-Gd-Zr ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Лукьянова Е.А., Королькова И.Г., Чопоров В.Ф. ....	52
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПЛЕНКАХ СИСТЕМЫ Co-Fe-Ni-Si-B Башев В.Ф., Куцева Н.А., Делов В.В., Ларин В.С. ....	53
ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СТАЛИ 25 НА ПРОЦЕСС ДИФфуЗИИ БОРА И УГЛЕРОДА Филоненко Н.Ю., Пиляева С.Б. ....	54
МИКРОСТРУКТУРА КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ ТИПА 13ХФА Шмаков А.В., Дегтярев В.Н., Кожевникова Е.В., Мокшин Е.Д., Урцев В.Н.	56

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КАВИТАЦИИ Чудина О.В., Хачатурян В.А. ....	56
МУЛЬТИМЕДИЙНЫЕ СРЕДСТВА ОБУЧЕНИЯ ПО ТЕОРИИ И ПРАКТИКЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ Чудина О.В., Остроух А.В. ....	57
ТОПОЛОГИИ РАСПОЛОЖЕНИЯ АТОМОВ С ОДИНАКОВЫМ УРОВНЕМ ЭНЕРГИИ В ОДНОАТОМНОМ ГЦК КРИСТАЛЛЕ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ С МАЛОЙ ЭНТРОПИЕЙ Гурин А.М., Черный А.С., Попов А.Н. ....	58
МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ С КАРБИДОМ КРЕМНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ Иванов Ю.Ф., Кобзарева Т.Ю., Райков С.В., Громов В.Е., Соскова Н.А., Будовских Е.А. ....	60
ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННЫЕ НА МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ Капралов Е.В., Райков С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Соснин К.В., Вашук Е.С. ....	61
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Ti-Y Соснин К.В., Райков С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Вашук Е.С. ....	62
СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ Башенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. ....	63
ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБСТРУКТУРА, ФОРМИРУЮЩАЯСЯ В ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЯХ Романов Д.А., Олесюк О.В., Будовских Е.А., Громов В.Е. ....	64
ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В РЕЛЬСАХ ПРИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ЗАКАЛКЕ Громов В.Е., Морозов К.В., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Алсараева К.В. ....	65
МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАРЕЮЩИХ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ Распосиенко Д.Ю., Кайгородова Л.И., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. ....	66
STRUCTURAL STATE OF LOW CARBON STEEL AFTER DRAWING WITH SHEAR Pashinska E., Varykhin V., Maksakova A., Zavdoveev A. ....	68

СТРУКТУРА И ТЕКСТУРА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Cr ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ Косякова К.А., Шаньгина Д.В., Страумал П.Б., Скротцки В., Страумал Б.Б., Добаткин С.В. ....	68
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-0,3%Ca ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Добаткин С.В., Рохлин Л.Л., Салищев Г.А., Копылов В.И., Серебряный В.Н., Степанов Н.С., Тарытина И.Е., Курошев И.С., Мартыненко Н.С. ....	70
ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ И КИНЕТИКА СТАРЕНИЯ МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43 ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ Лукьянова Е.А., Тележникова А.Е., Добаткин С.В., Эстрин Ю.З. ....	71
СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВАХ ТИПА ВТ16 ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА Елкина О.А., Колобов Ю.Р., Макаров В.В., Пушин В.Г. ....	73
ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ХРОМОВЫХ БРОНЗ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ Шаньгина Д.В., Бочвар Н.Р., Табачкова Н.Ю., Губица Е., Добаткин С.В. ....	74
<b>Секция 2 «Термомеханическое поведение сплавов с памятью формы».....</b>	<b>77</b>
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ: ХИМИЧЕСКИЙ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, СВОЙСТВА, ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ Пушин В.Г. ....	79
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНТРОПИИ ТЕРМОУПРУГОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ Реснина Н.Н., Беляев С.П. ....	80
ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КВАЗИНЕПРЕРЫВНОЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Хмелевская И.Ю., Кавалла Р., Прокошкин С.Д., Комаров В.С. ....	81
ВЛИЯНИЕ РКУП НА СКОРОСТНУЮ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ И АКТИВАЦИОННЫЙ ОБЪЕМ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ TiNi Гундеров Д.В., Чуракова А.А., Лукьянов А.В., МаксUTOва Г.Ю., Крейберг А.Ю., Прокошкин С.Д., Сабиров И.Н. ....	82

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ НАВЕДЕНИИ ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА (ОБЗОР) Рыклина Е.П. ....	83
---	----

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-(Zr, Ta) Шереметьев В.А., Казакбиев А.М., Петржик М.И., Дубинский С.М., Браиловский В., Прокошкин С.Д. ....	84
--	----

О ВЛИЯНИИ РАЗМЕРА СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА Ti-50,7 ат. %Ni Вачиян К.А., Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д. ....	85
---	----

**Секция 2 Стендовые доклады ..... 87**

ПСЕВДОУПРУГОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТОНКИХ ЛЕНТ СПЛАВА $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ Реснина Н.Н., Беляев С.П., Шеляков А.В. ....	89
---	----

РАСЧЁТ НАКОПЛЕНИЯ НЕОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА TiNi ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В НЕПОЛНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ПРЯМОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ Беляев С.П., Реснина Н.Н., Сибирев А.В., Волков А.Е. ....	90
--	----

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ Куранова Н.Н., Макаров В.В., Окулов А.В., Пушин В.Г., Уксуеников А.Н. .	91
--	----

РАЗРАБОТКА УСТРОЙСТВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ КЛИПИРОВАНИЯ СОСУДОВ И ТРУБЧАТЫХ ОРГАНОВ Рыклина Е.П., Коротичкий А.В., Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д., Чернов А.Н., Сутурин М.В. ....	92
---	----

## Авторский указатель

<b>В</b>	Волков А.Е..... 90
Brailovski V..... 11	Волков К.В..... 65
<b>М</b>	<b>Г</b>
Maksakova A. .... 68	Галкин С.П..... 29
<b>Р</b>	Голосиенко С.А..... 43
Pashinska E. .... 68	Гришков В.Н..... 12
<b>У</b>	Громов В.Е.... 31, 60, 61, 62, 63, 64, 65
Varykhin V. .... 68	Губенко С.И..... 47, 49
<b>З</b>	Губица Е..... 74
Zavdoveev A. .... 68	Гундеров Д.В. .... 82
<b>А</b>	Гурин А.М..... 58
Абдюханов И.М. .... 51	Гусев М.Н. .... 25
Аксенов Д.А. .... 24	<b>Д</b>
Алиев Р.М. .... 51	Дегтярев В.Н..... 56
Алсараева К.В. .... 31, 65	Делов В.В..... 53
Арсенкин А.М. .... 18	Дельгадо Рейна С.Ю..... 43
<b>Б</b>	Дементьев В.Б. .... 44
Батурич А.А..... 12	Дергунова Е.А. .... 51
Башев В.Ф..... 53	Дивинский С.В. .... 27
Башенко Л.П..... 63	Диез М..... 29
Беляев С.П. .... 80, 89, 90	Добаткин С.В..... 25, 27, 28, 29, 68, 70, 71, 74
Беспалько В.Н. .... 49	Добаткина Т.В. .... 52
Бобков Т.В. .... 35	Дубинский С.М. .... 84
Бочвар Н.Р. .... 28, 74	<b>Е</b>
Браиловский В..... 84	Егорова А.А. .... 18
Будовских Е.А. .... 60, 61, 62, 63, 64	Елкина О.А. .... 73
Бурова Д.В. .... 40	Еникеев Н.А..... 25
<b>В</b>	<b>Ж</b>
Валиев Р.З. .... 11, 25	Жапова Д.Ю..... 12
Вачиян К.А. .... 85	Жарский Н.И. .... 46
Ващук Е.С..... 61, 62	Жиленкова Е.В. .... 49
Вегнер М..... 27	<b>И</b>
Вильде Г..... 27	Иванов Ю.Ф..... 31, 60, 61, 62, 63, 65

<b>К</b>		Матросов Ю.И. ....	6
Кавалла Р. ....	81	Махнева Т.М. ....	44
Казакбиев А.М. ....	84	Меркулова С.М. ....	21
Кайгородова Л.И. ....	66	Мокшин Е.Д. ....	56
Капралов Е.В. ....	61	Морозов К.В. ....	65
Капуткин Д.Е. ....	35	Мурашкин М.Ю. ....	11
Капуткина Л.М. ....	35	<b>Н</b>	
Караваева Н.Е. ....	41	Нечайкина Т.А. ....	22
Кашин О.А. ....	12	Никулин С.А. ....	20, 22, 50, 51
Кашенко М.П. ....	10	<b>О</b>	
Киндоп В.Э. ....	35	Одесский П.Д. ....	18
Кобзарева Т.Ю. ....	60	Окулов А.В. ....	91
Коджаспиров Г.Е. ....	19	Олесюк О.В. ....	64
Кожевникова Е.В. ....	56	Остроух А.В. ....	57
Колобов Ю.Р. ....	73	<b>П</b>	
Комаров В.С. ....	81	Пазилова У.А. ....	43
Комиссарова И.А. ....	31	Пережогин В.Ю. ....	29
Коновалов С.В. ....	31	Петржик М.И. ....	84
Копылов В.И. ....	70	Пилюгин В.П. ....	66
Королькова И.Г. ....	52	Пиляева С.Б. ....	54
Коротницкий А.В. ....	92	Поляк Е.И. ....	36
Косякова К.А. ....	68	Попов А.Н. ....	58
Котенева М.В. ....	20	Прокошкин С.Д. ....	81, 82, 84, 85, 92
Крейберг А.Ю. ....	82	Пушин В.Г. ....	66, 73, 79, 91
Кругляков А.А. ....	50	<b>Р</b>	
Куницкая И.Н. ....	37	Рааб Г.И. ....	24
Куранова Н.Н. ....	91	Райков С.В. ....	60, 61, 62
Курошев И.С. ....	70	Распосиенко Д.Ю. ....	66
Куцева Н.А. ....	53	Реснина Н.Н. ....	80, 89, 90
<b>Л</b>		Рогачев С.О. ....	22, 50, 51
Ларин В.С. ....	53	Рожнов А.Б. ....	20, 22, 51
Лихачев М.В. ....	18	Розенбаум М.А. ....	45
Лотков А.И. ....	12	Романов Д.А. ....	64
Лукьянов А.В. ....	82	Рохлин Л.Л. ....	52, 70
Лукьянова Е.А. ....	52, 71	Рудской А.И. ....	19
<b>М</b>		Рыбальченко О.В. ....	25
Макаров В.В. ....	73, 91	Рыклина Е.П. ....	83, 85, 92
Максимкин О.П. ....	25	Рябичева Л.А. ....	46
Максутова Г.Ю. ....	82		
Малинов Л.С. ....	39, 40		
Мартыненко Н.С. ....	28, 70		

<b>С</b>	
Сабиров И.Н. ....	82
Салищев Г.А. ....	70
Свяжин А.Г. ....	35
Серебряков А.В. ....	45
Серебряков Ан. В. ....	45
Серебряный В.Н. ....	29, 70
Сибирев А.В. ....	90
Скротцки В. ....	68
Смарыгина И.В. ....	35
Смирнов С.В. ....	45
Соскова Н.А. ....	60
Соснин К.В. ....	61, 62
Спектор Я.И. ....	37
Ставрев Д.С. ....	8
Степанов Н.С. ....	70
Столяров В.В. ....	13
Страумал Б.Б. ....	68
Страумал П.Б. ....	27, 68
Сутурин М.В. ....	92
Сухих А.А. ....	44
Счастливец В.М. ....	43
<b>Т</b>	
Табатчикова Т.И. ....	43
Табачкова Н.Ю. ....	74
Тарыгина И.Е. ....	70
Тележникова А.Е. ....	71
Терещенко Н.А. ....	17
Тимкин В.Н. ....	12
Трактирникова Н.В. ....	51
<b>У</b>	
Укусников А.Н. ....	91
Урцев В.Н. ....	56
<b>Ф</b>	
Фаизов И.А. ....	24
Фаизова С.Н. ....	24
Филоненко Н.Ю. ....	54
<b>Х</b>	
Хаткевич В.М. ....	22, 50, 51
Хачатурян В.А. ....	56
Хлусова Е.И. ....	43
Хмелевская И.Ю. ....	81, 92
Холодный А.А. ....	6
<b>Ц</b>	
Цай К.В. ....	25
<b>Ч</b>	
Чащина В.Г. ....	10
Чейлях А.П. ....	41, 42
Чейлях Я.А. ....	41, 42
Чернов А.Н. ....	92
Черный А.С. ....	58
Чопоров В.Ф. ....	52
Чудина О.В. ....	56, 57
Чукин М.В. ....	17
Чуракова А.А. ....	82
<b>Ш</b>	
Шабалов И.П. ....	18
Шаньгина Д.В. ....	27, 28, 68, 74
Швейкин В.П. ....	45
Шеляков А.В. ....	89
Шереметьев В.А. ....	84
Шефтель Е.Н. ....	7
Шмаков А.В. ....	56
Шувалов А.Н. ....	18
Шур Е.А. ....	5
<b>Щ</b>	
Щербаков В.С. ....	8
Щербель Р.Д. ....	21
<b>Э</b>	
Эстрин Ю.З. ....	29, 71
<b>Я</b>	
Яковлева И.Л. ....	17, 43
Янечек М. ....	28
Яровчук А.В. ....	25



