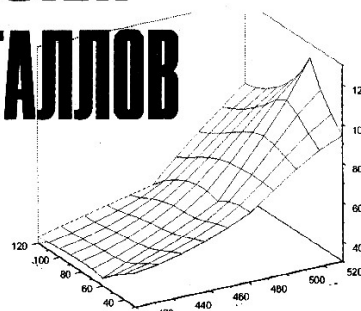
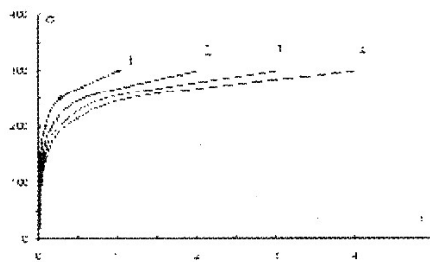


# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ



Тезисы докладов XI международного семинара  
"Актуальные проблемы прочности"

**30 сентября - 4 октября 2002 г.**



$$\tau(\eta) = \frac{\partial g^T[\eta, T(\eta)]}{\partial \eta} + g^T[\eta, T(\eta)]$$

$$\xi^T(\eta) = \int_0^\eta g^T[\eta, T(\eta)] d\eta$$

Министерство образования Российской Федерации  
Министерство науки и технологии Российской Федерации  
Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности  
Научный совет РАН по физике конденсированного состояния  
Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе РАН  
Санкт-Петербургский государственный университет  
Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого

# **Структура и свойства перспективных металлов и сплавов**

Тезисы докладов XL международного семинара  
«Актуальные проблемы прочности»

*30 сентября – 4 октября 2002 г.*

**Великий Новгород  
2002**

УДК 620.172.24  
Н34

Печатается по решению  
оргкомитета семинара

**Структура и свойства перспективных металлов и сплавов:** тезисы докладов XL международного семинара «Актуальные проблемы прочности» (30 сентября – 4 октября 2002 г, Великий Новгород), Великий Новгород, 2002, 114 с.

В сборник включены тезисы докладов, представленные на XL международном семинаре «Актуальные проблемы прочности». Авторами сообщений являются ученые из многих городов России и других стран, работающих в различных областях материаловедения, физики твердого тела, физики и механики процессов деформации и разрушения. Содержание докладов отражает современные тенденции развития отечественной науки о структуре и свойствах перспективных металлов и сплавов.

© Новгородский государственный  
университет, 2002 г.

## ИЗБЫТОЧНЫЙ СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ И СВОЙСТВА АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ

В.И.Бетехтин, А.М.Глезер\*, А.Г.Кадо̀мцев, О.В.Амосова, О.В.Толочко

*Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург,  
Россия*

[vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru)

*\*Институт физики металлов им.Г.В.Курдюмова, Москва, Россия*  
[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)

Одной из важных особенностей аморфных сплавов, полученных сверхбыстрой закалкой из расплава, является наличие в них, кроме структурно-обусловленного, еще и избыточного свободного объема в виде микропор. Такие микропоры следует рассматривать как дефекты структуры, эволюция которых не меняет характеристики аморфного состояния. В тоже время, как показано в данной работе, микропоры оказывают существенное влияние на свойства аморфных сплавов. Выявление микропор и определение их параметров проводилось, в основном, модернизированным методом рассеяния рентгеновских лучей под малыми углами. Установлено, что исследованные аморфные сплавы содержат, как правило, не менее двух фракций микропор с характерными размерами около 20 и 100 нм; их форма эллипсоидальная с соотношением осей около 1,15; микропоры сплюснуты по нормали к поверхности ленты и вытянуты в ее плоскости; крупные микропоры локализованы, в основном, во внешнем поверхностном слое толщиной до 3 мкм.

Проведенные исследования показали, что под влиянием отжига или высокого (до 10 кбар) гидростатического давления объем микропор уменьшается. При этом наблюдается прямая пропорциональная зависимость между уменьшением размера пор и ростом прочности аморфных лент при их испытании на растяжение; аналогичное влияние оказывают микропоры на микротвердость. Связь прочности с микропорами, как показали электронномикроскопические исследования, можно объяснить тем, что развитие трещин происходит путем разрыва перемычек между микропорами, т.е. закономерности микроразрушения зависят от параметров микропор. Установлено также, что уменьшение микропористости за счет ее частичного залечивания под давлением ведет к повышению температуры охрупчивания аморфных сплавов.

Установлено также, что увеличение объема микропор за счет повышения температуры расплава перед закалкой является одним из существенных факторов, который ведет к более раннему (легкому) началу образования кристаллических областей при отжиге. Этим же обстоятельством объясняется и ускоренная кристаллизация поверхностного слоя аморфных лент. Влияние микропор на кристаллизацию связано, очевидно, с тем, что уменьшение упругой энергии, которое имеет место при кристаллизации, более интенсивно происходит вблизи свободной поверхности, в частности, вблизи микропор. Наконец отметим, что уменьшение микропористости ведет к некоторому улучшению магнитных характеристик.

Таким образом, можно полагать, что эволюция микропористости, также как эволюция дислокаций в кристаллах, играет важную роль в эволюции свойств аморфных сплавов.

# АТТЕСТАЦИЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛЬНЫХ ЛИСТОВ РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

Б.К.Барахтин, С.А.Голосиенко, Т.Г.Семичева

*ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия*

[bbarakhtin@mail.ru](mailto:bbarakhtin@mail.ru)

Обсуждаются результаты исследования структурно-механического состояния листового проката толщиной от 10 до 50 мм из малоуглеродистых высокопрочных сталей с феррито-бейнитным и бейнито-мартенситным строением игольчатого и зернистого вида после термомеханической обработки и ускоренного охлаждения по разным режимам. Решение краевой тепловой задачи о перераспределении внутреннего тепла при ускоренном охлаждении листов разной толщины, найденное методом конечных элементов, показало, что по сечению проката выравнивание температур наступает не ранее 40 секунд с момента начала охлаждения. При этом, ранее проведенные эксперименты обнаружили эффект «конструктивной анизотропии» механических свойств. О прочностных характеристиках металла судили по величинам предела текучести  $\sigma_{0.2}$ , полученным в результате стандартных испытаний на одноосное растяжение. С целью установления объективных структурно-обусловленных технологических режимов ускоренного охлаждения стального проката выполнена количественная аттестация внутреннего строения металла в середине и подповерхностных слоях листов в зависимости от производственных способов их охлаждения в потоке стана. В решении поставленных задач использован автоматизированный анализатор изображений с пакетом оригинальных программ. Анализ сложных и хаотических структур, которые формируются в сталях при их термомеханической обработке и ускоренном охлаждении, основан на морфологических параметрах зерен и мультифрактальных характеристиках их границ. Так, гистограммы распределений по величинам коэффициентов удлинений элементов субзеренного строения позволили оценить объемное содержание фаз игольчатой и зернистой морфологии на разных расстояниях от охлаждаемой поверхности. С помощью мультифрактальных спектров обобщенных размерностей была обнаружена положительная корреляционная связь между фрактальной размерностью и концентрацией мелкомасштабных (~1 мкм) несовершенств, расположенных вдоль субзеренных границ. Для рассмотренных технологических способов охлаждения листового проката, полученные данные указали на возможность возникновения пространственной организации неоднородностей в рельефе зерен. Предложена геометрическая модель, в которой значения размерностей характеризуют близость к равновесной конфигурации границ зерен.

# СКОЛЬЖЕНИЕ И ДВОЙНИКОВАНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Киреева И.В., Лузгинова Н.В., Чумляков Ю.И.

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*  
[chum@phys.tsu.ru](mailto:chum@phys.tsu.ru)

Экспериментально исследовано влияние легирования азотом на механизмы деформационного упрочнения монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей с разной энергией дефекта упаковки  $\gamma_{\text{ду}} = 0.02-0.08$  Дж/м<sup>2</sup> в зависимости от концентрации атомов азота, температуры испытания и ориентации оси кристаллов. Установлено, что легирование азотом приводит к понижению  $\gamma_{\text{ду}}$ , появлению ориентационной зависимости критических скалывающих напряжений  $\tau_{\text{кр}}$ , изменению типа дислокационной структуры от ячеистой в сталях без азота к планарной с плоскими скоплениями в сталях с азотом и смене механизма деформации от скольжения в сталях без азота и с  $C_N = 0.2-0.4$  мас.% к двойникованию при  $C_N = 0.5-0.7$  мас.% при  $T = 300$  К. При анализе коэффициента деформационного упрочнения (КДУ) и перехода типа дислокационной структуры от ячеистого к планарному учитывается изменение структуры скользящей дислокации в поле приложенных напряжений, величина сил трения  $\tau_F$  и  $\gamma_{\text{ду}}$ .

Сочетание низкой  $\gamma_{\text{ду}}$  и высокой концентрации атомов азота  $C_N = 0.5-0.7$  мас.% в аустенитных нержавеющей сталях приводит к деформации двойникованием в [111] и [001] кристаллах при растяжении. В отличие от [-111] кристаллов, в которых двойникование происходит за счет образования дефектов упаковки вычитания, в [001] кристаллах двойникование реализуется зарождением и ростом дефектов упаковки внедрения. Взаимодействие двойникования и скольжения в данных кристаллах определяет высокий КДУ. Развитие двойникования в [111] и [001] монокристаллах позволяет по-новому анализировать высокие прочностные свойства поликристаллов аустенитных нержавеющей сталей, легированных азотом.

Экспериментально установлена корреляция между типом дислокационной структуры и характером разрушения: пластическая деформация скольжением определяет вязкий характер разрушения, тогда как деформация двойникованием при  $C_N = 0.5-0.7$  мас.% и  $T < 273$  К определяет хрупкий характер разрушения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта № 04-02-02 Фонда поддержки фундаментальных исследований ОАО "ММК", ИТЦ "Аусферр" и ФНПО "Интелс"*

## МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Захарова Е.Г., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,*  
[chum@phys.tsu.ru](mailto:chum@phys.tsu.ru)

Экспериментально исследованы механизмы деформационного упрочнения и разрушения монокристаллов стали Гадфильда Fe-13%Mn-C (мас.%) в зависимости от концентрации атомов внедрения - углерода  $C_C = 0.98-1.3$  мас.% и атомов замещения – алюминия  $C_{Al} = 2.7$  мас.%, температуры испытания, ориентации кристаллов. Экспериментально установлено, что сочетание низкой энергии дефекта упаковки  $\gamma_{ду} = 0.02$  Дж/м<sup>2</sup> и высокой концентрации атомов углерода в стали Гадфильда  $C_C = 0.98-1.3$  мас.% приводит к появлению ориентационной зависимости критических скалывающих напряжений  $\tau_{кр}$  в широком температурном интервале  $T = 77-673$ К. Показано, что в ориентациях  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 122 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$  деформация двойникованием реализуется с самого начала пластического течения при комнатной температуре. В ориентации  $\langle 001 \rangle$  при растяжении впервые для ГЦК кристаллов обнаружено механическое двойникование. Электронномикроскопически и рентгенографически показано, что в  $\langle 001 \rangle$  кристаллах при растяжении двойникование реализуется по типу дефектов упаковки внедрения, тогда как в  $\langle 111 \rangle$  – по типу дефектов упаковки вычитания. Взаимодействие двойников двух систем в  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 001 \rangle$  ориентациях и развитие деформации полосой Людерса из двойников одной системы в  $\langle 011 \rangle$  и  $\langle 122 \rangle$  кристаллах определяет стадийность кривых течения, величину коэффициента деформационного упрочнения и характер разрушения. Показано, что хрупкий характер разрушения в монокристаллах стали Гадфильда при  $T < 300$  К связан с механическим двойникованием, которое обнаруживается во всех исследованных ориентациях.

Повышение энергии дефекта упаковки в стали Гадфильда до  $\gamma_{ду} = 0.05$  Дж/м<sup>2</sup> за счет легирования алюминием приводит к исчезновению ориентационной зависимости  $\tau_{кр}$ , подавлению механического двойникования в исследованных  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$ ,  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 123 \rangle$  ориентациях. Обсуждаются дислокационные модели, описывающие механизмы упрочнения и разрушения монокристаллов стали Гадфильда при скольжении и двойниковании.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта № 04-02-02 Фонда поддержки фундаментальных исследований ОАО “ММК”, ИТЦ “Аусферр” и ФНиО “Интелс”*

## ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ЭКВИАТОМНЫХ И ОБОГАЩЕННЫХ НИКЕЛЕМ МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Захарова Е.Г., Аксенов В.Б., Чумляков Ю.И.

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*  
[chum@phys.tsu.ru](mailto:chum@phys.tsu.ru)

На монокристаллах никелида титана ( $Ti_{50}Ni_{50}$  (I),  $Ti_{49}Ni_{51}$  (II),  $Ti_{48.5}Ni_{51.5}$  (III) ат.%) проведены систематические исследования эффектов памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) при растяжении/сжатии в широком температурном интервале  $T = 77-673$  К в зависимости от ориентации оси кристалла, размера, объемной доли и количества вариантов частиц  $Ti_3Ni_4$ .

В монокристаллах I-III в закаленном состоянии наблюдается В2-В19' МП. Величина ЭПФ зависит от ориентации и совпадает с теоретическими значениями, учитывающими только деформацию решетки. СЭ наблюдается только при сжатии в [001] кристаллах, в которых скольжение в В2-фазе  $a\langle 100 \rangle \{110\}$  оказывается запрещенным из-за равенства нулю факторов Шмида.

Термомеханическая обработка монокристаллов I (деформация при  $T < M_n$  + отжиг) приводит к изменению типа МП от В2-В19' к В2- $R$ -В19', повышению уровня напряжений В2-фазы и появлению СЭ. Установлено, что величина СЭ зависит от ориентации оси кристалла: в  $\langle 001 \rangle$  кристаллах СЭ равна величине ЭПФ  $\langle 001 \rangle$  кристаллов в закаленном состоянии, тогда как в  $\langle 111 \rangle$  кристаллах СЭ меньше величины ЭПФ  $\langle 111 \rangle$  кристаллов в закаленном состоянии и равна 6.5 %. Физическая причина появления СЭ в данных кристаллах обусловлена зарождением кристаллов мартенсита на дислокациях и повышением уровня напряжений в В2-фазе.

Выделение дисперсных частиц  $Ti_3Ni_4$  в монокристаллах (II-III) при старении приводит к появлению сверхэластичности в широком температурном интервале во всех ориентациях. Температурный интервал СЭ зависит от размера, объемной доли и количества вариантов частиц  $Ti_3Ni_4$ . Величина ЭПФ оказывается меньше теоретически предсказанных с учетом только деформации решетки. Следовательно, кристаллы В19' мартенсита содержат высокую плотность составных двойников, необходимых для согласования мартенситной деформации матрицы и упругой деформации частиц. Составные двойники приводят к уменьшению ЭПФ и СЭ в состаренных кристаллах по сравнению с однофазными кристаллами.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов: РФФИ – № 02-02-16019 и Министерства образования России Е-00-3.04-29.*



## МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ FeNiCoTi С $\gamma$ - $\alpha'$ ТЕРМОУПРУГИМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Захарова Е.Г.,  
Лузгинова Н.В., Аксенов В.Б., Сехитоглу Х\*

Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,  
[chum@phys.tsu.ru](mailto:chum@phys.tsu.ru),

\* Университет Иллинойса, Урбана, IL61801, США

На монокристаллах Fe-28%Ni-12%Co-4.75%Ti (мас.%) исследована зависимость деформирующих напряжений и величины эффекта памяти формы (ЭПФ) от ориентации оси растяжения, размера дисперсных частиц Ni<sub>3</sub>Ti. Показано, что старение 873 К 2 часа приводит к выделению дисперсных частиц размером  $d < 20$  нм и к достижению высокого уровня деформирующих напряжений в  $\gamma$ -фазе за счет дисперсионного твердения. В результате наблюдается изменение кинетики  $\gamma$ - $\alpha'$  мартенситных превращений от нетермоупругих в закаленном состоянии к термоупругим в кристаллах с частицами. Показано, что в экспериментах по исследованию величины ЭПФ  $\epsilon_0$  при нагреве кристаллов под растягивающей нагрузкой максимальные значения  $\epsilon_0 = 2.3$  % в кристаллах  $\langle 123 \rangle$ . В кристаллах  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$   $\epsilon_0$  значительно меньше. В  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 001 \rangle$  кристаллах развивается одновременно несколько мартенситных кристаллов, которые взаимодействуют друг с другом. В результате  $\epsilon_0$  уменьшается до 0.5-1 %. Кристаллы FeNiCoTi в температурном интервале образования мартенсита напряжений при  $T > M_n$  характеризуются сильной ориентационной зависимостью напряжений, необходимых для образования  $\alpha'$  мартенсита. Так при  $T = 300$  К  $\sigma_{\langle 110 \rangle} > \sigma_{\langle 123 \rangle} > \sigma_{\langle 001 \rangle}$ . Теоретические оценки деформации превращения при растяжении дают  $\epsilon_{0\langle 011 \rangle} = 4.93\%$ ,  $\epsilon_{0\langle 123 \rangle} = 6.32\%$ ,  $\epsilon_{0\langle 001 \rangle} = 10.16$ . Следовательно, в соответствии с соотношением Клапейрона-Клаузиуса  $d\sigma/dT = -\Delta H/\epsilon_0 T_0 - (1)$ ,  $\sigma_{\langle 110 \rangle}$  должны иметь максимальные значения, а  $\sigma_{\langle 001 \rangle}$ , напротив, минимальные значения. Экспериментальные результаты исследования ориентационной зависимости  $\sigma$  при  $T > A_k$  согласуются с (1) при условии, что  $\sigma_{кр}(M_n)$  не зависят от ориентации оси кристалла. Для уменьшения величины температурного гистерезиса, увеличения ЭПФ и создания условий для появления сверхэластичности (СЭ) предполагается изменить размер дисперсных частиц Ni<sub>3</sub>Ti от 5 до 15 нм.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта 04-02-02 Фонда поддержки фундаментальных исследований ОАО "ММК", ИТЦ "Аусферр" и ФНиО "Интелс", гранта РФФИ -№ 02-03-32013*

## О ВЛИЯНИИ ПУТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ДЕФОРМАЦИЙ ВСЛЕДСТВИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Вильчевская Е.Н., Фрейдин А.Б.

*Институт проблем машиноведения, Санкт Петербург, Россия*  
[env@nwgsm.ru](mailto:env@nwgsm.ru), [freidin@ipme.ru](mailto:freidin@ipme.ru)

Если в процессе деформирования часть тела претерпевает фазовое превращение мартенситного типа, то возникающая граница фаз может быть рассмотрена как поверхность разрыва деформаций (при сохранении сплошности), на которой, помимо обычных кинематического и силового, должно выполняться дополнительное термодинамическое условие. Анализ условий на поверхности разрыва ведет к концепции зоны фазовых переходов (ФП), образованной всеми деформациями, которые могут сосуществовать на равновесной границе фаз. Граница зоны ФП играет роль фазовой диаграммы или предельной поверхности текучести в пространстве деформаций. Разным точкам границы зоны ФП соответствуют различные ориентации границы фаз и различные скачки деформаций, т.е. различный тип локализации деформаций вследствие ФП. Поэтому построение зон ФП дает, в частности, возможность исследовать зависимость вида локализации деформаций от траектории деформирования.

В работе рассматривается построение зон ФП для сжимаемых изотропных нелинейно-упругих материалов с энергией деформаций (потенциалом), зависящей только от первого и третьего инвариантов тензора деформаций. Этот случай представляет интерес, в частности, и потому, что к нему сводится рассмотрение общей проблемы в наиболее интересных случаях. Процедура построения зон ФП конкретизируется на примере модельного материала с потенциалом, состоящим из двух слагаемых: кусочно-линейного по первому инварианту и квадратичного по третьему. В отсутствие излома предложенный потенциал соответствует материалу Адамара (сжимаемому материалу Муни-Ривлина), в котором на границе фаз, соответствующей границе зоны ФП, может меняться скачком только одно из главных удлинений, а граница ориентирована перпендикулярно направлению растяжения. В случае несжимаемого материала такой потенциал соответствовал бы материалу Трелоара с «изломом», в котором на границе фаз претерпевает скачок только параметр сдвига, граница ориентирована аналогично полосе сдвига. В предложенном материале границе зоны ФП могут соответствовать границы фаз обоих типов. Конкуренция между ними определяется параметрами материала и траекторией деформирования. При подходящем выборе параметров при одноосном растяжении возникают границы фаз (слои новой фазы), перпендикулярные направлению растяжения, а при одноосном сжатии и сдвиге граница ориентирована аналогично полосе сдвига. Такое поведение может быть сопоставлено с локализованными ориентационными превращениями в стеклообразных полимерах, ведущими к возникновению крейзов или полос сдвига. При этом смена типа локализации деформаций приводит к переходам «хрупкость-пластичность».

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (N 01-01-00324) и ФЦП Минпромнауки РФ (N 40.010.11.1195)*

# ПРОСТРАНСТВЕННОЕ И ВРЕМЕННОЕ САМОПОДОБИЕ В ПРОЦЕССАХ РАЗРУШЕНИЯ И ДЕФОРМИРОВАНИЯ НАГРУЖЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гиляров В.Л., Слуцкер А.И., Корсуков В.Е.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт Петербург,  
Россия*

[Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru](mailto:Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru)

Хорошо известно, что открытые нелинейные системы с большим числом степеней свободы могут организовать себя в самоорганизованное критическое состояние (СОК).

Этот вид самоорганизации качественно отличается от диссипативных структур и фазовых переходов тем, что происходит в широком диапазоне внешних параметров, а не в критических точках, т.е. не требует для своего проявления “точной подстройки параметров”. Поскольку поверхности разрушения твердых тел являются фрактальными поверхностями для материалов различной химической природы и физического строения, причем это имеет место, как для хрупкого, так и для пластического разрушения, можно предположить, что в процессах разрушения и пластического деформирования материалов может проявляться явление СОК.

Для проверки этой гипотезы были исследованы корреляционные свойства поведения материалов под нагрузкой в двух различных типах экспериментов.

В экспериментах первого типа изучалась акустическая эмиссия, возникающая от трещинообразования в процессе разрушения лабораторных гранитных образцов и промышленных металлоконструкций во внешних полях напряжений. Исходные банки экспериментальных данных содержали времена образования, амплитуды, и, иногда, координаты возникающих в процессе разрушения трещин. На основе этих данных были построены пространственные и временные корреляторы и изучена их трансформация в процессе разрушения. Исследованные корреляторы показали ярко выраженные временные и пространственные масштабнo-инвариантные зависимости, формирующиеся на конечной стадии процесса разрушения, что свидетельствует о том, что, по крайней мере, для изученных материалов их состояние перед разрушением удовлетворяет условия СОК.

В экспериментах второго типа методом сканирующей туннельной микроскопии изучалось влияние механического нагружения на топографию поверхности аморфного сплава  $Fe_{77}Si_{19}B_{13}$ . В результате эксперимента получались цифровые топограммы поверхности вида  $z(x,y)$  при ступенчатом изменении нагрузки (0-3ГПа). Изучалось изменение фрактальной размерности рельефа поверхности методами покрытия (box counting) и при помощи построения спектра энергии коэффициентов вейвлет преобразования (скалограм). В силу самоафинности исследованных поверхностей результаты, полученные этими двумя методами различны. На больших масштабах поверхность остается приблизительно двумерной, причем ее размерность слабо зависит от приложенной нагрузки. На малых масштабах исходная поверхность является поверхностью броуновского типа с фрактальной размерностью  $D \approx 2.5$  (коэффициент Херста  $H \approx 0.5$ ). По мере увеличения нагрузки эта размерность, как правило, падает на начальных стадиях нагружения. Такое поведение соответствует разглаживанию исходно смятого листа бумаги. При больших значениях нагрузки строгого заключения о поведении поверхностного рельефа сделать не удастся, хотя иногда наблюдается небольшое возрастание фрактальной размерности.

## **ОСОБЕННОСТИ ПРОИЗВОДСТВА СВЕРХУПРУГОЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

Андреев В.А., Бондарев А.Б.

*ЗАО «Промышленный центр МАТЭКС», Москва, Россия,  
[mateks@dol.ru](mailto:mateks@dol.ru).*

Использование сплавов с эффектом памяти формы находит все большее применение в современном мире. Одно из наиболее широко применяемых свойств таких сплавов является «сверхупругость», т.е. способность материала возвращать свою форму после снятия нагрузки, вызвавшей обратимую деформацию первоначальной формы.

Свойство «сверхупругости» используется во многих областях промышленности и медицины. Наиболее известные примеры – это производство антенн для радиотелефонов, раций и т.п., где применяется проволока из никелида титана круглого сечения диаметром от 3 мм до 0,9 мм, обладающая сверхупругостью при температурах выше 0°C. Это же свойство находит применение при изготовлении ортодонтических дуг и всевозможных проводках для хирургического инструмента. В этом случае диаметры несколько меньше, от 1 мм до 0,25 мм. И таких примеров можно привести много.

Но, несмотря на накопленный мировой опыт и широко известные технологические схемы производства полуфабрикатов из сплавов с ЭПФ на основе никелида титана, остаются проблемы получения стабильно высокого качества при применении различных схем производства и исходных материалов.

Производители полуфабрикатов из сплава с ЭПФ, в данном случае никелида титана, работают с различным оборудованием и производят проволоку, применяя различные схемы производства. Но, по отзывам заказчиков, производящих конечные изделия из полученных полуфабрикатов, проволока из разных бухт одной плавки может иметь различия по механическим и специальным свойствам. Эти различия могут быть незначительными и колебаться в определенных пределах, но это имеет место, даже когда касается признанных производителей проволоки из никелида титана.

Производственный цикл получения проволоки на нашем предприятии предполагает использование в качестве исходной шихты – листовой обрезки титана марки ВТ1-0, что приводит к несколько повышенному содержанию примесей в конечных полуфабрикатах. Содержание этих примесей может оказывать и оказывает влияние на конечные свойства полуфабрикатов.

## ВОССТАНОВЛЕНИЕ СПЛОШНОСТИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Тялин Ю.И., Чиванов А.В.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)*

Одним из способов восстановления прочностных характеристик материалов является заживление микротрещин.

Целью данной работы является экспериментальное исследование влияния электромагнитного излучения различных длин волн на процессы релаксации напряжений и заживления вершин искусственно введенных в кристалл трещин.

Установлено, что процессы релаксации напряжений у вершин трещин возможны в кристалле, подвергаемом нагреву. Отмечено, что при прочих равных условиях, процессы релаксации напряжения и заживления протекают в кристаллах, подверженных электромагнитному излучению видимого диапазона, интенсивнее в  $\approx 5$  раз, чем при простом нагреве. При воздействии ультрафиолетового и рентгеновского излучения процесс заживления происходит еще интенсивнее.

Определен экспоненциальный характер зависимостей изменения плотности дислокаций у вершин трещин от температуры и времени экспозиции излучения. Установлено, что воздействие электромагнитного излучения вызывает релаксацию механических напряжений в вершине трещин за счет обратимого движения дислокаций и приводит к частичному их заживлению. Показано, что время заживления зависит от спектрального состава излучения.

Наибольший эффект заживления у вершин трещин наблюдается при воздействии рентгеновского излучения.

Определено, что интенсивность заживления и релаксации напряжений зависит от длины волны рентгеновского излучения. При уменьшении длины волны эффект увеличивается.

По-видимому, при нагреве и при рентгеновском излучении активизируется один и тот же механизм, вероятность срабатывания которого тем больше, чем меньше длина волны электромагнитного излучения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №02-01-01173).*

## К ВОПРОСУ О ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

Федоров В.А., Карыев Л.Г., Глушков А.Н.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия*  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)

Цель работы: 1) разработать метод, позволяющий оценить величину упруго-прогиба индентруемого участка поверхности ионных кристаллов; 2) исследовать зависимость трещиностойкости ( $K_{IC}$ ) кристалла от ориентации индентора Виккерса и влияние на нее дислокационной структуры зоны индентирования и температуры образца. В экспериментах использовали монокристаллы LiF, NaCl и KCl с концентрацией примесей  $10^{-5} \div 10^{-2}$  wt.%. Исследования проводили на твердомере ПМТ-3. Нагрузку на индентор изменяли от 0,1 до 2 N, а температуру образца – от 193 до 393 K.

Основой решения первой задачи являлось индентирование поверхностей (001) кристалла в непосредственной близости от берегов искусственно введенной в кристалл по (010) трещины. При этом поверхность (001) вблизи берега трещины, подвергнутая воздействию индентора, испытывала упругий прогиб под нагрузкой. Противоположный берег трещины не испытывал прогиба, в результате чего на нем оставалась небольшая метка от ребра индентора. После индентирования между отпечатком и меткой наблюдали участок поверхности кристалла, не попавший в отпечаток. Результаты опытов объяснены упругим перемещением индентруемого участка поверхности кристалла с формирующимся отпечатком в направлении действия нагрузки.

Во второй части работы отмечено, что при ориентации диагонали отпечатка, параллельной  $\langle 110 \rangle$ , происходит стабильное образование микротрещин в кристаллах LiF. Трещиностойкость быстро возрастает по мере разориентации индентора: при отклонении от указанной ориентации на  $\sim 12^\circ$  образование микротрещин не наблюдается. Для кристаллов с различной степенью чистоты трещиностойкость в исходных полосах скольжения по  $\langle 110 \rangle$  в 5÷9 раз выше трещиностойкости свободных от дислокаций участков. Рост  $K_{IC}$  от температуры объясняется тем, что в процесс пластического течения начинают включаться плоскости скольжения  $\{100\}$ . Это приводит к дополнительной релаксации напряжений.

Таким образом, 1) в работах, связанных с непрерывной регистрацией глубины внедрения индентора при микроиндентировании необходимо учитывать величину перемещения индентора, обусловленное упругой деформацией поверхности кристалла; 2) показано, что на значения механических характеристик поверхности ионных кристаллов, определяемых методом микроиндентирования, оказывает влияние ориентация индентора.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (02-01-01173).*

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ ХРУПКОСТИ ОТОЖЖЕННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $U$ – МЕТОДОМ И МЕТОДОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Ушаков И. В., Федоров В. А., Пермякова И. Е.

*Тамбовский государственный университет им. Г. Р. Державина, Тамбов, Россия*  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)

Одним из негативных моментов в применении металлических стекол (МС) является их склонность к охрупчиванию при термической обработке. Таким образом, получение информации по этому вопросу имеет практический интерес.

Исследования проводили на металлическом стекле 82К3ХСР. Толщина ленты 30 мкм, состав: 83,7%Co + 3,7%Fe + 3,2%Cr + 9,4%Si (вес.%). Перед испытанием образцы отжигали в печи при  $T_{an} = 538\text{--}900$  К с выдержкой 10 мин при каждой температуре. Характер деформации и разрушения МС исследовали  $U$  – методом и методом микроиндентирования. В традиционном  $U$  – методе оценивали величину деформации изгиба, при которой происходит хрупкое разрушение. Для статистики при каждой  $T_{an}$  испытывалось не менее 15 образцов. Индентирование МС на полимерной подложке с различной микротвердостью осуществлялось на микротвердомере ПМТ-3.

Методом микроиндентирования установлено, что индентирование МС, отожженного при температуре, выше критической и зависящей от материала подложки, сопровождается образованием трещин. Превышение критической температуры отжига приводит к экспоненциальному повышению хрупкости МС, достигающей своего максимального значения при переходе сплава в кристаллическое состояние.

$U$  – методом также установлено повышение хрупкости МС, по мере увеличения температуры отжига. Разрушение образцов (образование трещин) наблюдается при достижении  $T_{an} \approx 628$  К. Максимальное значение хрупкости отмечено при достижении  $T_{an} \approx 823$  К, соответствующей температуре кристаллизации МС.

Выводы: 1) аналогичные результаты свидетельствуют об удовлетворительном совпадении данных, полученных указанными методами; 2) на всех подложках прослеживаются общие статистические закономерности; 3) метод микроиндентирования на полимерных подложках и  $U$  – метод могут использоваться для анализа структуры и механических свойств МС.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 01-01-00403.*

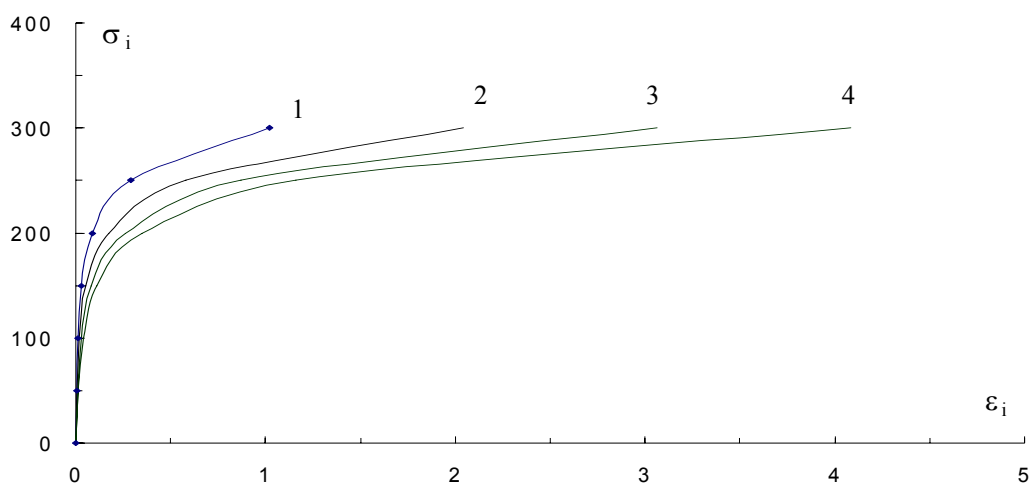


## ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ X70 В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ

И.Н. Андронов<sup>1</sup>, С.Г. Аленников<sup>2</sup>, Н.П. Богданов<sup>1</sup>, Э.Г. Майорова<sup>1</sup>,  
Ю.А. Теплинский<sup>3</sup>.

1. Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Россия  
[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)
2. ООО “Севергазпром”, Ухта
3. Филиал ВНИИгаз “СеверНИПИГаз”, Ухта

На основе структурно-аналитической теории прочности [1] получена серия кривых  $\varepsilon = \varepsilon(t)$  для стационарной ползучести, реализуемой термоактивируемым путем. По полученным кривым ползучести построены изохронные  $\sigma - \varepsilon$  диаграммы по методике, подробно описанной в [2]. Указанные диаграммы демонстрируют влияние фактора времени на вид изохронных кривых. Изохронные диаграммы, отличающиеся по шкале времени на  $\Delta t$ , могут быть получены одна из другой путем сдвига в положительном направлении по оси  $\varepsilon$  на некоторую величину, зависящую от величины интервала времени  $\Delta t$  и от уровня действующих напряжений  $\sigma$ . На рисунке представлены теоретические изохронные кривые  $\sigma_i - \varepsilon_i$ , которые иллюстрируют процесс деформационного старения. Они построены по кривым ползучести для разных временных интервалов старения  $\Delta t$ .



Зависимости интенсивности напряжения от интенсивности деформации.  
Кривая 1 – для  $\Delta t = 10^4$  с, 2 –  $\Delta t = 2 \cdot 10^4$  с, 3 –  $\Delta t = 3 \cdot 10^4$  с, 4 –  $\Delta t = 4 \cdot 10^4$  с

Приведенные выше теоретические диаграммы находятся в хорошем качественном соответствии с экспериментальными кривыми для образцов сплава марки X70, изготовленных из фрагментов газопроводов, действующих в течение различных сроков времени.

### Список литературы

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб: Наука, 1993. 471 с.
2. Зубчанинов В.Г. Механика сплошных деформируемых сред. ТГТУ. Чудо, 2000. 703 с.



## РАСЧЕТ РЕАКТИВНЫХ УСИЛИЙ И НАПРЯЖЕНИЙ В ВИТЫХ ПРУЖИНАХ ИЗ МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ

Андронов И.Н.

*Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Россия*

[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)

В данном сообщении предложен способ определения реактивных напряжений и усилий в витой пружине из материала с ЭПФ, закрепленной между жесткой стенкой и обычной пружиной упругого противодействия. Расчет выполнен на основе формул сопротивления материалов, гипотезы плоских сечений и представлений о фазовом характере возникновения деформаций в одноуровневой постановке.



Имеются две витые пружины с  $\Pi_0$  и  $\Pi_3$  (с малым углом наклона витков  $\alpha \ll 1$ ) из обычного металла и металла с ЭПФ.  $D_0, d_0, n_0$  и  $D_3, d_3, n_3$  параметры указанных пружин,  $G$  модуль сдвига материала, из которого сделана обычная пружина. Жесткость противодействия  $K_1$  пружин  $\Pi_0$  и  $\Pi_3$  находим как:

$$K_1 = 2G \frac{d_0^4}{d_3^4} \cdot \frac{D_3^3}{D_0^3} \cdot \frac{n_3^2}{n_0} \quad (1)$$

Наибольшие касательные напряжения  $\tau_{\max}$  во внешнем волокне пружины с ЭПФ и соответствующее внутреннее усилие в пружинах  $P$  определяем, согласно (2,3):

$$\tau_{\max} = \frac{K_1 \tau^0_{\max}}{K_1 + \frac{\tau^0_{\max}}{\gamma_{\max}}} \quad (2); \quad P = \frac{\tau_{\max} \pi d_3^3}{8D_3} \quad (3)$$

Касательные напряжения во внешнем волокне  $\tau(T)$  легко отыскиваются как функция от температуры, если пренебречь смещением температур, вызываемом мартенситной реакцией в соответствии с соотношением Клаузиуса-Клапейрона:

$$\tau(T) = \tau_{\max} \left\{ \begin{array}{l} H(\dot{T}) \cdot \left[ H(A_K - T) \cdot H(T - A_H) \cdot \frac{1}{2} \left( 1 - \cos \pi \cdot \frac{T - A_H}{A_K - A_H} \right) + \hat{H}(T - A_K) \right] + \\ + H(-\dot{T}) \cdot \left[ H(T - M_K) \cdot H(M_H - T) \cdot \frac{1}{2} \left( 1 + \cos \pi \cdot \frac{M_H - T}{M_H - M_K} \right) + \hat{H}(T - M_H) \right] \end{array} \right\} \Gamma$$

де  $H(x)$  и  $\hat{H}(x)$  функции Хевисайда.

$$H(x) = \begin{cases} 1; & x \geq 0 \\ 0; & x < 0 \end{cases}; \quad \hat{H}(x) = \begin{cases} 1; & x > 0 \\ 0; & x \leq 0 \end{cases}$$

Точка означает производную по времени.  $M_H, M_K, A_H, A_K$  – характеристические температуры мартенситных переходов.

## ПОВЕДЕНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ

И.Н. Андронов, С.К.Овчинников, Д.Н. Фавстовец

*Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Россия*  
[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)

Исследовано поведение сплава ТН-1 при термоциклировании через интервалы мартенситных переходов в условиях кручения и растяжения.

Показано, что как при кручении, так и при растяжении, на этапе нагревания наблюдается эффект памяти формы, а на этапе охлаждения – эффект пластичности прямого превращения с соответствующими деформационными откликами  $\epsilon_{II}$ ,  $\gamma_{II}$  и  $\epsilon_{III}$ ,  $\gamma_{III}$ . Также, как и в случае термоциклической ползучести (ТП) марганцемедных сплавов [1], выполняются характерные неравенства  $\epsilon_{III} > \epsilon_{II}$  и  $\gamma_{III} > \gamma_{II}$ . Данный факт схематически отражен на рис.1. Указанная “несовершенство” эффекта памяти приводит к явлению ТП, которое представлено на рис.2 для кручения в режиме конкретного уровня действующих напряжений.

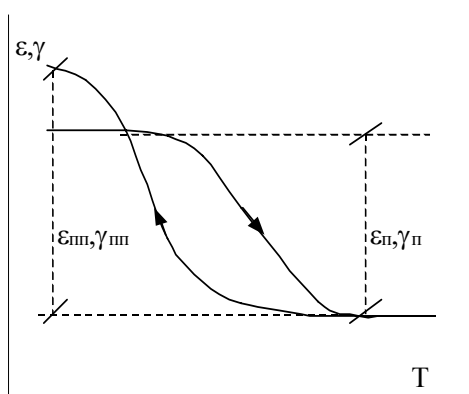


Рис.1 Схема зависимостей деформации от температуры при термоциклировании.

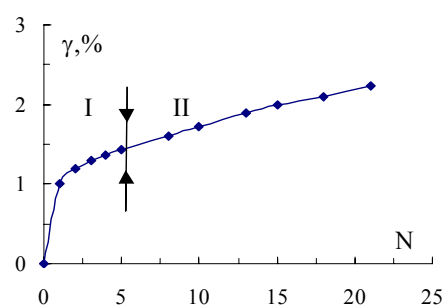


Рис.2. Зависимость сдвиговой деформации ТП от числа циклов при  $\tau = 125$  МПа.  
 I – стадия неустановившейся ТП.  
 II – стадия установившейся ТП.

Из рис. 2 видно, что процесс ТП может быть сведен, по крайней мере, к двум стадиям: I – неустановившейся при  $\frac{d\gamma}{dN} > 0$  и  $\frac{d^2\gamma}{dN^2} < 0$  и II – установившейся ползучести при  $\frac{d\gamma}{dN} = const > 0$ .

### Список литературы

1. Андронов И.Н., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А./ Изв. Вузов. Цветная металлургия. 1983. №3. С. 84-88.

## О СООТНОШЕНИИ УСТОЙЧИВОГО И СКАЧКООБРАЗНОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Головин Ю.И. \*, Иволгин В.И. \*, Тюрин А.И. \*, Потапов С.В. \*, Хоник В.А. \*\*,  
Бенгус В.З. \*\*\*, Табачникова Е.Д. \*\*\*

\* Тамбовский государственный ун-т им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

\*\* Воронежский государственный педагогический ун-т, Воронеж, Россия

[khonik@vspu.ac.ru](mailto:khonik@vspu.ac.ru)

\*\*\* Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина  
НАН Украины, Харьков, Украина

[bengus@ilt.kharkov.ua](mailto:bengus@ilt.kharkov.ua), [TABACHNIKOVA@ilt.kharkov.ua](mailto:TABACHNIKOVA@ilt.kharkov.ua)

В настоящей работе рассмотрены характеристики и проведена количественная оценка мод упруго-пластического поведения объемных аморфных сплавов  $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$  и  $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$  в субмикрообъемах методами динамического наноиндентирования.

Показано, что при динамическом наноиндентировании, начиная с некоторой глубины проникновения индентора, наблюдается монотонный и скачкообразный характер кинетики формирования отпечатка и диаграммы «величина приложенной силы – глубина смещения». Определены: величина прироста глубины и доли объема отпечатка, вытесненного различными модами пластической деформации (монотонной и скачкообразной) в зависимости от глубины отпечатка и скорости относительной деформации; численные значения модуля Юнга, микро- и нанотвердости. Установлены границы области существования скачкообразной моды течения при наноиндентировании в фазовом пространстве «глубина внедрения индентора – скорость относительной деформации материала под индентором».

Исследования, проведенные с помощью сканирующей электронной микроскопии, обнаруживают полосы локализованного сдвига, расположенные вблизи отпечатка.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №.01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр Е00-3.4-123).*

## КИНЕТИКА МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В Y-Ce-TZP КЕРАМИКЕ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Ю. И. Головин<sup>\*</sup>, В. В. Коренков<sup>\*</sup>, Б. Я. Фарбер<sup>\*\*</sup>

*\* Тамбовский государственный университет им. Г. Р. Державина, Тамбов,  
Россия*

[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

*\*\* Zircoa Corporation, Cleveland, OH, USA*

Керамики на основе  $ZrO_2$  отличаются уникальными механическими свойствами, в которых сочетаются высокая твердость, характерная для керамик, и высокая динамическая вязкость разрушения, характерная для металлов. Механические напряжения, возникающие в вершине микротрещины при деформировании керамики, вызывают необратимый переход от тетрагональной структуры к стабильной моноклинной. Поэтому, например для использования  $ZrO_2$  как износостойчивого материала, важно знать роль этих фазовых переходов при локализации деформации в объеме пятна контакта, размеры которого не превосходят нескольких микрон в условиях реальной эксплуатации.

Работа посвящена исследованию структурных превращений в циркониевой керамике тетрагональной поликристаллической структуры (TZP) методом наноиндентирования. В своих исследованиях мы исходим из того, что локализация деформации в чрезвычайно малых объемах на начальной стадии внедрения индентора создает даже при небольших нагрузках (менее 20 мН) контактные напряжения, достаточные для перехода от тетрагональной к моноклинной структуре.

Показано, что гистерезисные явления при повторном нагружении сформированного отпечатка позволяют оценить долю мартенситной фазы в исходной матрице и определить величину контактного давления в отпечатке, индуцирующего мартенситное превращение. Исследовано влияние скорости деформирования на выход мартенситной фазы и величину контактного давления, при котором происходит ФП. Показано, что доля мартенситной фазы имеет тенденцию заметного уменьшения с ростом скорости нагружения. Размер области деформирования влияет на кинетику мартенситного превращения в циркониевых керамиках. Показано, что при локализации деформации в субмикрообъеме полный выход мартенситной фазы может происходить за несколько секунд, тогда как при макроскопической деформации на это требуются сотни секунд.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 01-02-16573) и Министерства образования РФ (проект № E00-34-123).*

## О НЕКОТОРЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ НЕУСТОЙЧИВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ИНДЕНТИРОВАНИИ Al-Mg СПЛАВОВ

Головин Ю.И.\* , Иволгин В.И.\* , Сергунин Д.А.\* , Власов А.А.\* Лебедкин М.А.\*\*

\* Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,  
Тамбов, Россия  
[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

\*\* Институт физики твердого тела, Черноголовка Московской обл.,  
Россия

В настоящей работе проведено исследование регулярной моды неустойчивого пластического течения, возникающего при непрерывном динамическом нано- и микроиндентировании промышленного сплава Al-2,7%Mg.

Показано, что большинство выявленных закономерностей, определяющих возникновение и развитие процесса регулярной моды неустойчивого пластического течения, являются следствием локальной неоднородной деформации микрообъема, которой сопровождается микро- и наноиндентирование. На основе некоторых представлений о характере деформации выявлены различные связи между ними, которые с достаточной точностью подтверждаются экспериментально.

К числу выявленных базисных закономерностей неустойчивой пластической деформации в исследуемом сплаве относится наличие верхней границы скорости относительной деформации  $\dot{\epsilon} < 0,05 \text{ с}^{-1}$ , при которой наблюдается неустойчивая пластическая деформация, и величины относительного перенапряжения среднего контактного давления  $\gamma=0,05$  под индентором. Эти две характеристики достаточно хорошо совпадают с аналогичными величинами для макроскопического одноосного эффекта Портевена – Ле Шателье (ПЛШ) и служат убедительным доказательством того, что наблюдаемые явления являются проявлением эффекта ПЛШ при локальном деформировании сплава, в основе которого лежит динамическое старение Al-Mg сплавов.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр Е00-3.4-123).*

# КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЧНОСТИ ОСТЕОСИНТЕЗА ПЕРЕЛОМОВ БОЛЬШЕБЕРЦОВОЙ КОСТИ С ИМПЛАНТАТОМ ИЗ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Алабут А.В., Еремеев В.А., Иванов Е.Н.,  
Наседкин А.В., Пархоменко Я.А., Сикилинда В.Д.

*Ростовский госмедуниверситет, Ростовский госуниверситет,  
Ростов-на-Дону, Россия*  
[eremeyev@math.rsu.ru](mailto:eremeyev@math.rsu.ru), [nasedkin@math.rsu.ru](mailto:nasedkin@math.rsu.ru), [sikilinda@mail.ru](mailto:sikilinda@mail.ru)

Рассмотрена задача об определении прочностных характеристик большой берцовой кости с имплантатом из пористого никелида титана на различных этапах регенерации костной ткани. Имплантат использовался для замещения поврежденной в результате травмы костной ткани.

В соответствии с [1, 2], диафизарная часть кости моделировалась как упругое тело с полостью и с существенно анизотропными упругими свойствами. Метаэпифизарный участок кости рассматривался как изотропный материал. Прорастание костной ткани в имплантат из пористого никелида титана моделировалось неоднородным включением заданной формы в метаэпифизарный участок кости, причем упругие свойства включения выбирались неоднородными и различными на различных этапах регенерации.

Для численного моделирования составлены оригинальные программы для конечно-элементного комплекса ANSYS (Rel.5.7) [3]. Было осуществлено преобразование фотографий реальных натуральных объектов в геометрические твердотельные модели ANSYS. На основе измерений геометрических и физических характеристик реальных костей с имплантатами [4] построены конечно-элементные модели, использующие трехмерные конечные элементы с анизотропными материальными свойствами.

Все расчеты проводились в рамках линейного статического конечно-элементного анализа ANSYS. Для заданных нагрузок и закреплений моделей определялось напряженно-деформированное состояние кости с имплантатом на различных этапах регенерации. Проведены сравнительные анализы полученных результатов с результатами для случая неповрежденной кости и с известными качественными данными о прочности кости с имплантатом [4].

Проведенные эксперименты позволяют дать рекомендации о выборе оптимального режима нагрузки пациентов с переломами большеберцовой кости в условиях остеосинтеза.

## Список литературы

1. Янсон Х.А. Биомеханика нижней конечности человека. Рига: Зинатне, 1975.
2. Проблемы прочности в биомеханике / Под ред. И.Ф.Образцова. М.: Высш. школа, 1988.
3. ANSYS. Theory Reference. Rel.5.7. Ed. P.Kothnke / ANSYS Inc. Canonsburg, 2001.
4. Сикилинда В.Д. и др. Биомеханические исследования небиологических объектов, тканей экспериментальных животных и человека на ИСС-500 и МИПС-150. Ростов-на-Дону – Санкт-Петербург, 2001, 32 с.

## ДИСПЕРСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СВОЙСТВА СПЛАВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ

К.В.Бетехтин, С.Л.Кузьмин\*, С.А.Пульнев, А.Г.Кадомцев

*Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*

[vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru)

*\* НИИ математики и механики СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия*

Дисперсно-упрочненные композиты, содержащие сравнительно невысокую концентрацию наноразмерных частиц упрочняющей фазы, характеризуются повышенным уровнем механических свойств и более высокой термостабильностью. Это обстоятельство ставит вопрос о перспективности использования дисперсного упрочнения и в сплавах с эффектом памяти формы (ЭПФ); в данной работе подобное исследование проводилось на монокристаллах Cu – Al – Mn – Hf и, для сравнения, на таком же сплаве с эффектом памяти формы без гафния. Дисперсное упрочнение достигалось за счет внутреннего окисления и образования в сплаве наноразмерных частиц окиси гафния (HfO<sub>2</sub>).

Выбор в качестве дисперсных частиц гафния HfO<sub>2</sub> обусловлен следующим. В работе [1] было показано, что введение в чистую медь (основу нашего сплава) 0,8 % Hf с последующим образованием за счет внутреннего окисления частиц HfO<sub>2</sub> существенно повышает термическую стабильность. Так, в чистой меди с ультрамелким зерном резкое падение предела текучести начинается после отжига при 150 – 250 °С, а композит Cu - HfO<sub>2</sub> сохраняет термостабильность до 500°С. Отметим, что размеры частиц HfO<sub>2</sub> по данным электронной микроскопии ~ 20 – 50 нм.

Рассмотрим данные, полученные при исследовании дисперсно-упрочненного сплава системы Cu – Al – Mn с эффектом памяти формы. Прежде всего отметим, что исследование этого сплава методом малоуголового рентгеновского рассеяния показало, что размеры частиц HfO<sub>2</sub> ~ 100 нм. Достоверность такой оценки подтверждаются результатами измерения этим же рентгеновским методом размера частиц HfO<sub>2</sub> в системе Cu - HfO<sub>2</sub>. Эти измерения дали значение ~ 20 нм, что хорошо согласуется с проведенными выше результатами электронно-микроскопических исследований [1].

Сопоставим теперь функционально-механические свойства сплавов меди с дисперсным упрочнением и без него. Установлено, что формовосстановление закаленной, а затем изогнутой пластины сплава Cu – Al – Mn никогда не приводит к её полному восстановлению, напротив, у дисперсноупрочненной композиции полностью обратимая деформация может достигать 6 – 8 %. Кроме того, после специальных режимов внутреннего окисления закаленного сплава температура завершения обратного мартенситного превращения заметно повышается. Введение частиц HfO<sub>2</sub> приводит также к увеличению предела текучести, что улучшает свойства обратимости макродеформации и может обеспечить более высокий уровень реактивного напряжения.

Полученные в работе данные могут быть использованы для повышения предела текучести и характеристических температур превращений в композициях на медной основе.

[1] А.В.Лебедев, С.А.Пульнев, В.В.Ветров, Ю.А.Буренков, В.И.Копылов, К.В.Бетехтин ФТТ, 1998, Т.40, №7, С.1268.



## ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА ОБРАЗОВАНИЕ НАНОФАЗ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ЖЕЛЕЗНОЙ И КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВАХ

Носкова Н.И.<sup>1</sup>, Шулика В.В.<sup>1</sup>, Потапов А.П.<sup>1</sup>, Корзникова Г.Ф.<sup>2</sup>, Корзников А.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*  
[noskova@imp.uran.ru](mailto:noskova@imp.uran.ru)

<sup>2</sup> *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,*  
[korznikova@anrb.ru](mailto:korznikova@anrb.ru)

Методами рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии, магнитометрии и микротвердости исследованы структурно-фазовые превращения при разных условиях нанокристаллизации в аморфных магнитомягких сплавах  $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}$ ,  $\text{Fe}_{60}\text{Co}_{20}\text{Si}_5\text{B}_{15}$ ,  $\text{Fe}_5\text{Co}_{70}\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$  и в магнитотвердом сплаве 30X23К с различным исходным фазовым составом.

Изучено влияние условий отжига в магнитном поле (температуры нагрева, скорости охлаждения, частоты магнитного поля) на величину поля смещения ( $\Delta H$ ) петли гистерезиса магнитомягких сплавов и исследована связь структурного состояния сплавов с величиной поля смещения. На основании результатов исследования стабильности доменных границ при закалке от температуры Кюри и структурных изменений, вызванных отжигом в постоянном магнитном поле сплавов, предложено физическое объяснение этого эффекта.

Изучено также влияние деформации сдвигом под давлением 8 ГПа на структуру и свойства магнитотвердого сплава. Установлено, что при интенсивной пластической деформации (ИПД)  $\alpha$ -твердого раствора с ОЦК решеткой происходит формирование нанокристаллической структуры, сопровождающееся выделением  $\gamma$ -фазы с ГЦК решеткой. Обнаружено, что ИПД приводит к частичному превращению интерметаллидной  $\sigma$ -фазы в нанокристаллическую  $\alpha$ -фазу. Установлено, что трансформация  $\sigma$ -фазы в процессе интенсивной пластической деформации приводит к повышению характеристик прочности и пластичности сплава 30X23К и изменению его магнитных свойств.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – проект Р Урал № 01-03-96436 и проект Р Урал 02-02-96413.*



## ПРИРОДА ДЕФЕКТОВ И МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Носкова Н.И.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*  
[noskova@imp.uran.ru](mailto:noskova@imp.uran.ru)

Проведено исследование методом высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии дефектов структуры и методом «*in situ*» особенностей процесса деформации чистых металлов и многофазных сплавов в нанокристаллическом состоянии.

Дефекты структуры нанокристаллических меди, молибдена, титана и сплавов на железной основе на основании результатов исследования классифицированы, как малоподвижные решеточные дислокации, находящиеся в объеме нанозерен, и достаточно подвижные точечные дефекты и зернограничные дислокации.

Данные о механизме деформации чистых металлов Cu, Ni, Mo и Ti в нанокристаллическом состоянии приведены для наноструктуры (с размером зерна 30-70 нм), возникающей при сильной пластической деформации, а сплавов на железной основе – для наноструктуры (с размером зерна 6-10 нм), возникающей в результате кристаллизации аморфных лент при 723-923 К в вакууме.

Обнаружено, что в нанокристаллических чистых металлах Ni и Cu происходит смена механизма деформации: сдвиговые моды деформации подавляются, а активизируются ротационные моды деформации, если размер нанозерна не выше 30 нм. Нанозерно под действием внутренних напряжений, возникающих в тройных стыках зерен, испытывает поворот относительно соседних зерен.

Для сплава на основе железа с размером нанозерен не выше 10 нм наблюдается кооперативность ротационных мод, которая приводит к подстраиванию нанозерен друг к другу по ориентации, а затем к возникновению мезосдвига по границам нескольких одинаково ориентированных нанозерен. В нанокристаллическом титане при деформации растяжением также наблюдается активизация ротационных мод деформации, при этом могут развиваться мезоскопические сдвиговые полосы, но может возникнуть и микродвойникование.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – проект Р Урал № 01-03-96436 и проект Р Урал 02-02-96413.*

## СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ Al- (Mg, Re, Hf, Ce, Zr, Sn, Nb) СПЛАВОВ ПОСЛЕ СИЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Носкова Н.И., Вильданова Н.Ф., Филиппов Ю.И., Перетурина И.А., Чурбаев Р.В.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,  
[noskovs@imp.uran.ru](mailto:noskovs@imp.uran.ru)*

Исследованы структура и свойства сплавов Al-10% Mg, Al - (0,5-3%)Re, Al –1% Hf, Al – 0,5%Ce, Al – 0,12% Zr, Al – 0,2%Sn и Al-0,2% Nb (% вес.) с размером зерна 0,5-0,1 мкм, полученными быстрой закалкой из расплава или кристаллизацией под давлением 1-1,6 атм. с последующей интенсивной деформацией (прокатка и сдвиг под высоким давлением). Исследована также структура и микротвердость прутка (диаметр 7 мм) чистого алюминия, полученного закалкой из расплава с последующей деформацией (70%).

Результаты изучения структуры методом просвечивающей электронной микроскопии показывают, что средний размер зерна поликристаллического прутка алюминия в продольном направлении колеблется от 1 мкм до 1,3 мкм, а в поперечном – значения размера зерна изменяется от 0,5 до 1,0 мкм. Границы сильно разориентированных зерен имеют высокую плотность дислокаций. Плотность дислокаций в объеме зерен изменяется от  $10^6$  до  $10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Обнаружены и достаточно узкие и совершенные границы зерен.

Изучение структуры сплавов алюминия показало, что наиболее эффективной добавкой для получения ультрамелкого зерна являются церий, олово, цирконий. При определенных условиях кристаллизации и в результате интенсивной деформации сдвигом под высоким давлением можно получить сплав с размером зерна 0,1-0,07 мкм.

Микротвердость алюминия с субмикроструктурным состоянием достигает 0,6 ГПа. Микротвердость сплавов с наноразмерной зеренной структурой повышается до 2,5 раз.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – проект Р Урал № 01-03-96436 и проект Р Урал 02-02-96413.*

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО МИКРОДВОЙНИКОВАНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ТИТАНЕ

Носкова Н.И., Елкина О.А.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,  
[noskova@imp.uran.ru](mailto:noskova@imp.uran.ru)*

Исследовали деформацию растяжением ленточных образцов нанокристаллического титана с размером зерна, не превышающим 40 нм. Лента шириной 60 мм и толщиной 15 мкм нанокристаллического титана была получена в результате последовательного применения двух способов создания сильных пластических деформаций: метода равноканального прессования и прокатки в двух направлениях. На образцах, приготовленных из такой ленты, были предварительно получены кривые деформации при температуре 300 К со скоростью растяжения  $7 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  и определены прочность и пластичность с параллельным исследованием структуры. Значение предела текучести ( $\sigma_s$ ) оказалось равным 980 МПа, предела прочности ( $\sigma_B$ ) – 1130 МПа и относительного удлинения ( $\delta$ ) – 4,5%.

Для выяснения механизма деформации нанокристаллического титана была проведена деформация растяжением непосредственно в колонне электронного микроскопа JEM-200СХ со скоростью  $10^{-5} \text{ с}^{-1}$ . Последовательная съемка изменения микроструктуры растягиваемого образца позволила наблюдать возникновение дефектов и последующее их развитие и движение. Оказалось, что активность дислокационных и ротационных мод деформации уже в начале деформирования нанокристаллического титана неравнозначна. Взаимодействие имеющихся внутренних упругих напряжений с внешними вызывает в некоторых участках структуры активизацию ротационных мод деформации, в результате которых ориентация нанозерен изменяется различным образом и сопровождается повышением дефектности границ зерен. С увеличением степени деформации появляются протяженные мезоскопические деформационные полосы, распространяющиеся по границам нанозерен близкой ориентации. В результате действия ротационных мод деформации в объеме нескольких нанозерен возникают деформационные микродвойники одной ориентации. Микродвойники имеют в этом случае «взрывную» природу образования.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – проект Р Урал № 01-03-96436 и проект Р Урал 02-02-96413.*

## ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ БИОМОРФНЫХ КЕРАМИК КАРБИДА КРЕМНИЯ

Б.И. Смирнов, Ю.А. Буренков, Б.К. Кардашев, F.M. Varela-Feria\*,  
J. Martinez-Fernandez\*, A.R. de Allerano-Lopez\*

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург,  
Россия*

[smir.bi@mail.ioffe.ru](mailto:smir.bi@mail.ioffe.ru)

*\* Universidad de Sevilla, PO Box 1065, 41080 Sevilla, Spain*

Резонансным методом электростатического возбуждения продольных колебаний изучались температурные зависимости модуля Юнга  $E$  биоморфных керамик карбида кремния на основе дерева эвкалипта и дуба. Указанные керамики были получены посредством быстрой и контролируемой минерализации структуры дерева в два этапа. Для этого оно сначала подвергалось пиролизу (обугливанию), а затем инфильтрации кремния для получения карбида кремния с сохранением структуры дерева.

Оказалось, что уменьшение величины  $E$  с ростом температуры в интервале 20-1000<sup>0</sup> С для SiC-эвкалипта сопровождается рядом скачков (расщеплений) резонансной частоты, которые сохраняются и после нагрева образца до 1000<sup>0</sup> С. В случае керамики SiC-дуб наблюдается лишь один скачок, который пропадает после нагрева до 1000<sup>0</sup> С. Наблюдаемые аномалии связываются с наличием в исследованных материалах различных дефектов (в первую очередь, пор).

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант N 00-01-00482).*

## ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА МЕХАНИЗМЫ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Егоров С.А., Реснина Н.Н., Волков А.Е.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург,  
Россия*

[egorov@smel.math.spbu.ru](mailto:egorov@smel.math.spbu.ru)

Обычно считается, что напряжения влияют на механические явления, обусловленные мартенситными превращениями (эффекты памяти), двумя способами. Во-первых, они смещают температуры начала и окончания реализации этих явлений. Во-вторых, напряжения обеспечивают преимущественный сдвиг атомов в направлении своего действия во время прямого превращения и формируют тем самым накопление неупругой деформации (эффект пластичности превращения). Целью настоящей работы было выявить дополнительные механизмы влияния напряжений на эффекты памяти. Опыты проводили на примере сплава  $Ti_{49,7}Ni_{50,3}$ . Цилиндрические образцы диаметром 2 мм и высотой 3 мм после отжига при 770 К в течение 40 мин деформировали за счет эффекта пластичности превращения напряжениями сжатия 0, 40, 70, 100, 130, 160 и 200 МПа, по три образца на каждое напряжение. После разгрузки снимали дилатометрические  $\varepsilon(T)$  (по 1 образцу на каждый случай) и калориметрические ДСК (по 2 образца) кривые. В результате было обнаружено, что предварительное деформирование, уже начиная с напряжения 40 МПа, приводит к появлению второй аномалии на кривой ДСК во время нагревания при температурах, превышающих температуру исходной аномалии (для материала после отжига) приблизительно на 10 К. Этот новообразованный пик усиливается по мере увеличения нагрузки за счет ослабления исходного пика и становится практически единственным при напряжении 200 МПа. Сравнение кривых  $\varepsilon(T)$  и ДСК между собой показывает, что первой аномалии соответствует деформационный возврат с относительно слабым темпом, а второй (новой) аномалии – с высоким темпом. При этом увеличение напряжений приводит к уменьшению доли первого этапа формоизменения в общем размахе деформации с 45 % практически до 0. Видимо, во время охлаждения напряжения не только инициируют направленное смещение атомов во время мартенситного превращения, но и осуществляют двойникование низкотемпературной фазы подобно тому, что происходит во время ее активного деформирования. В итоге, деформационный возврат на первом этапе осуществляется за счет кристаллов, в которых формоизменение произошло за счет мартенситного механизма, а при дальнейшем нагревании превращением охватываются сдвойникованные кристаллы. Вклад этих кристаллов усиливается по мере увеличения напряжений, действующих во время реализации эффекта пластичности превращения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, гранты 01-01-00216, 00-15-96027, 00-15-96023.*

## ВЛИЯНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА УСТОЙЧИВОСТЬ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТЕЛ

Л. Л. Шарипова, В. А. Еремеев, А. Б. Фрейдин,

*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*  
*Ростовский государственный университет, Ростов-на-Дону, Россия*  
[leah@ipme.ru](mailto:leah@ipme.ru), [eremeyev@math.rsu.ru](mailto:eremeyev@math.rsu.ru), [freidin@ipme.ru](mailto:freidin@ipme.ru)

Если в процессе деформирования часть тела претерпевает фазовое превращение, то возникающая граница фаз может быть рассмотрена как поверхность разрыва деформаций, на которой должно выполняться дополнительное термодинамическое условие, являющееся ограничительным условием на геометрические параметры межфазной границы. Границы фаз такого типа возникают, например, при мартенситных превращениях [1]. Задача определения равновесной двухфазной конфигурации является задачей с неизвестной границей и, как правило, имеет неединственное решение [2]. При этом интерес представляют не только состояния, обеспечивающие глобальный минимум функционала энергии, но и локально устойчивые состояния. Оценки различных равновесных решений могут делаться безотносительно кинетики превращения на основе анализа устойчивости двухфазных полей деформаций и энергетических изменений, вызванных фазовыми превращениями. Неединственность и устойчивость двухфазных состояний исследуются на примере центрально-симметричных двухфазных полей. Появление новой степени свободы, связанной с границей раздела фаз, оказывает существенное влияние на устойчивость [3]. Из набора двухфазных решений исключаются локально неустойчивые двухфазные состояния. Далее двухфазные состояния сравниваются с однофазными состояниями, которые всегда устойчивы на классе однофазных деформаций, но являются метастабильными – неустойчивыми по отношению к зарождению новой фазы.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (01-01-00324, 02-01-06263), КЦФЕ при СПбГУ (Е00-4.0-185) и ФЦП Минпромнауки (40.010.11.1195).*

### Список литературы

1. Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М., 1991. 280 с.
2. Морозов Н.Ф., Назыров И.Р., Фрейдин А.Б. Одномерная задача о фазовом превращении упругого шара// Докл. РАН. 1996. Т. 346. № 2. С. 188 -191.
3. Шарипова Л.Л., Еремеев В.А., Фрейдин А.Б. Об устойчивости упругого двухфазного шара// Изв. Вузов. Сев.-Кавк. Регион. Естеств. Науки. 2001.С.166-168

## ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРЕННОЙ И ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Соснин О.В.<sup>1</sup>, Целлермаер В.В.<sup>1</sup>, Попова Н.А.<sup>2</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Коваленко В.В.<sup>1</sup>,  
Громов В.Е.<sup>1</sup>, Козлов Э.В.<sup>2</sup>

*1- Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,  
Россия,*

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

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

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

Методами современного физического материаловедения изучено изменение дефектной структуры стали 08X18H10T при малоциклового усталости.

Показано что малоцикловые усталостные испытания изменяют зеренную структуру стали в количественном отношении. Снижается объемная доля высокоанизотропных зерен, они становятся короче, убывает коэффициент анизотропии. Предложен механизм данного процесса, заключающийся в перестройке части границ субзерен и двойниковых границ в границы зерен из-за поглощения ими скользящих дислокаций. Возрастает угол отклонения вектора структурной текстуры для высокоанизотропных зерен более чем в два раза. Для слабоанизотропных зерен характеристики структурной текстуры практически не изменяются. На поверхности разрушения выделяется три зоны - зона стабильного роста трещины и зона долома. Наблюдаются характерные усталостные бороздки и вторичные микротрещины. Обнаружена связь траектории движения трещин с границами высокоанизотропных зерен. Границы зерен и двойников, расположены поперек направления распространения микротрещины, тормозят ее продвижение, поэтому уменьшение размера зерен улучшает усталостные характеристики стали. С этим во многом связан эффект улучшения свойств стали при электростимулировании.

Установлено, что эволюция дислокационной субструктуры при усталостном нагружении стали 08X18H10T традиционна для этого процесса: в зоне разрушения формируются фрагментированная и ячеистая дислокационные структуры. Очевидно, что на начальных циклах испытания формируется ячеистая субструктура, которая позже превращается во фрагментированную. Плотность свободных дислокаций во фрагментированной субструктуре при этом оказывается ниже, поскольку часть дислокаций уходит на формирование субграниц. Показано, что параметры, характеризующие состояние дислокационной субструктуры (скалярная плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки, плотность изгибных экстинкционных контуров) изменяются коррелированным образом.



## ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В АРМАТУРЕ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ПРИ ПРЕРЫВИСТОЙ ЗАКАЛКЕ

Юрьев А.Б.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Коваленко В.В.<sup>1</sup>, Козлов Э.В.<sup>2</sup>

1- *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

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

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

Последние десятилетия в строительном комплексе при производстве строительных и железобетонных конструкций широко используется арматурная низколегированная сталь различных диаметров, упрочнённая методом прерванной закалки в потоке быстроходных станов ОАО "Западно-Сибирского металлургического комбината" (ОАО "ЗСМК").

Перед первой стадией от температуры конца прокатки (1100°C) в устройстве предварительного охлаждения (УПО) арматурный пруток охлаждают воздушно-водяным потоком до 950°C. На первой стадии происходит быстрое интенсивное охлаждение, и на некоторую глубину производится закалка поверхностного слоя. При этом по схеме прерванной закалки пруток имеет в сердцевине область металла, находящуюся в аустенитном состоянии, и приповерхностный слой, претерпевший мартенситное превращение. Созданный градиент температур позволяет на второй стадии нагреть и провести самоотпуск приповерхностного слоя. Далее арматура поступает на рольганги холодильника, где происходит формирование структуры центральной области металла (третья стадия). Заключительная стадия – окончательное формирование структуры при выравнивании температуры по сечению прутка до температуры окружающей среды.

В работе изучены механические свойства арматурной стали со структурой квазикомпозита. Испытаниям на одноосное растяжение подвергали как целые стержни различного диаметра, так и микрообразцы, вырезанные из отдельных слоев материала, обладающие мартенситной, бейнитной или феррито-перлитной структурой. Подробно проанализированы критические параметры зависимости "напряжение – деформация". На зависимости  $\sigma = f(\epsilon)$  установлено наличие пяти критических значений напряжения и шести значений удлинения. Детально рассмотрены стадии равномерной и локализованной деформаций. Обнаружен размерный эффект – зависимость механических свойств от диаметра арматуры.



## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Пискаленко В.В.<sup>1</sup>, Целлермаер В.Я.<sup>1</sup>, Конева Н.А.<sup>2</sup>, Тришкина Л.И.<sup>2</sup>,  
Громов В.Е.<sup>1</sup>, Козлов Э.В.<sup>2</sup>

1- *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,  
Россия,*

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

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

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

Целью настоящего исследования являлось изучение тонкой структуры и фазового состава образцов из стали 12Х1МФ после термобароциклирования в присутствии органических добавок. Режим термобароциклирования в первом случае заключался в переходе от 20 до 540<sup>0</sup>С и обратно – 93 раза. Во втором случае циклирование происходило между 20 и 640<sup>0</sup>С 211 раз. В первом случае в воду добавляли поверхностно-активные вещества, во втором случае – трикрезилфосфат. Специально изучался вопрос эволюции карбидной подсистемы после термобароциклирования, целью которого являлось моделирование условий эксплуатации паропроводов энергосилового оборудования в присутствии примесей органических веществ. Результаты представлены в таблицах 1-2.

Т а б л и ц а 1. Характеристики зеренной структуры и фазового состава стали в различных состояниях

Состояние стали	$d_{ср}$ , мкм	$d_{ф}$ , мкм феррит	$d_{п}$ , мкм перлит	$P_{ф}$ , %	$P_{п}$ , %	$P_{ц}$ (по границам зерен), %
Исходное	11,1±7,4	11,9±7,1	10,5±7,2	84,2	15,8	1,6
$N = 93$ $T = 540^0C$	14,5±7,2	13,9±7,4	11,9±8,4	85,9±14,1	14,1	1,10
$N = 211$ $640^0C$	12,0±7	12,8±7,4	9,9±5,5	90,6	9,4	0,81

Т а б л и ц а 2. Параметры дислокационной структуры

Состояние	$\rho, 10^{-9} \text{см}^{-2}$ общая	$\rho, 10^{-9} \text{см}^{-2}$ перлит	$\rho, 10^{-9} \text{см}^{-2}$ феррит	$\rho, 10^{-9} \text{см}^{-2}$ сетчатая ДСС	$\rho, 10^{-9} \text{см}^{-2}$ ячеистая ДСС	Сетчатая ДСС $P_v$	Ячеистая ДСС $P_v$
Исходное	3,6	3,3	4,0	3,9	3,1	0,65	0,35
93 цикла	3,4	3,0	3,7	3,2	3,5	0,85	0,15
211 циклов	2,9	2,2	3,5	3,5	1,8	0,80	0,20

Установлено, что при циклировании до температур 540<sup>0</sup>С происходят изменения зеренной структуры стали. Наряду с уменьшением плотности дислокации эти изменения обусловлены превращениями в карбидной фазе и ее перераспределением. При обоих режимах циклирования имеет место процесс разделения фаз – карбидные частицы переходят из тела зерен на их границы.

## ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ ПРИ УСТАЛОСТИ

Соснин О.В.<sup>1</sup>, Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Попова Н.А.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>,  
Козлов Э.В.<sup>2</sup>

1- *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,  
Россия,*

[konovalov@physics.sibsiu.ru](mailto:konovalov@physics.sibsiu.ru)

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

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

В реальных условиях эксплуатации многие детали и конструкции работают при повторно-переменном нагружении и часто разрушаются после многократного действия силы весьма малой амплитуды. Несмотря на многолетнюю историю исследования, проблема усталостного разрушения сталей и сплавов является актуальной и в настоящее время.

В качестве материала исследований была использована аустенитная сталь 45Г17ЮЗ после горячей прокатки. Частота нагружения образцов изгибом составляла 18 Гц. Разрушение образцов происходило при числе циклов испытания  $N_1 = 10,2 \cdot 10^4$ .

В результате циклических испытаний в зоне разрушения стали формируются три типа дислокационной субструктуры – хаотическая, сетчатая и фрагментированная. При этом наибольшая плотность дислокаций, распределенных по объему, фиксируется в сетчатой субструктуре; максимальный уровень кривизны-кручения кристаллической решетки – во фрагментированной субструктуре.

Проведенные электронно-микроскопические дифракционные исследования стали 45Г17ЮЗ, разрушенной в результате циклических усталостных испытаний, показали, что одним из возможных механизмов разрушения является мартенситное  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращение с последующим формированием высокоэнергетических межфазных границ раздела микротрещин. На этих межфазных границах впоследствии зарождаются микротрещины, перерастающие в магистральную трещину. В свою очередь причиной мартенситного  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения являются дальнедействующие поля напряжений, локализованные в сетчатой дислокационной субструктуре.

В работе показано, что циклическое нагружение стали 45Г17ЮЗ сопровождается следующей схемой превращения дислокационной субструктуры: дислокационный хаос  $\Rightarrow$  сетчатая ( $\Rightarrow$   $\epsilon$ -мартенсит)  $\Rightarrow$  фрагментированная ( $\Rightarrow$   $\epsilon$ -мартенсит) субструктуры.

Кроме того, установлено, что в зоне разрушения стали формируются микродвойники, возникающие в процессе деформирования.

## ВЯЗКО-ХРУПКИЙ ПЕРЕХОД И АТОМНОЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗО-КРЕМНИЙ

М.В.Медведев<sup>1</sup>, А.М.Глезер<sup>2</sup>, И.Н. Воронов<sup>1</sup>, В.Е. Громов<sup>1</sup>

1. *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)
2. *Центральный Научно-Исследовательский институт Черной Металлургии имени И.П.Бардина, Москва, Россия*  
[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)

По мере роста содержания кремния в сплавах Fe-Si происходит резкое возрастание температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{\text{хр}}$ , которая переходит из области отрицательных температур в область положительных именно при тех содержаниях Si, когда заметную роль начинают играть процессы атомного упорядочения

Нами было систематически проанализировано влияние легирующих элементов на склонность к пластическому течению упорядочивающихся сплавов на основе Fe-Si с тем, чтобы, с одной стороны, выявить легирующие элементы, благоприятным образом влияющие на пластичность, и установить их оптимальные концентрации и, с другой стороны, понять причины подобного влияния и, в конечном счете, выяснить природу хрупкости железокремнистых сплавов.

Можно выделить несколько легирующих элементов, которые понижают  $T_{\text{хр}}$  и, таким образом, расширяют температурный интервал пластичности высококремнистого железа: Al, Ga, Nb, Cr и Ni (до 2,5 ат.%).

Практически все легирующие элементы, понижающие склонность к хрупкому разрушению, в той или иной степени оказывают влияние на параметры атомного упорядочения изученных твердых растворов. Единственным из легирующих элементов, снижающим  $T_{\text{хр}}$ , но не изменяющим параметров атомного упорядочения, является Nb. Можно предполагать, что Nb влияет на электронную структуру высококремнистого железа. С целью убедиться в этом, было предпринято изучение электронных спектров сплава Fe-11 ат.%Si, легированного 1 ат.%Nb, с помощью метода рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Оказалось, что легирование Nb приводит к уширению валентной полосы и к сдвигу максимума спектра в область высоких энергий связи, а также к увеличению индекса асимметрии  $2p_{3/2}$  - уровня железа. Это, по-видимому, обусловлено увеличением плотности заряда на атомах Fe, что и сопровождается снижением ковалентной составляющей межатомной связи.

# НАНОСТРУКТУРЫ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет  
Новокузнецк, Россия  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)*

В работе [1] нами использована синергетическая идеология подчинения пластической деформации крупномасштабным смещениям в материале, что позволяет провести теоретические и экспериментальные оценки значений некоторых макро- и микропараметров сред. Микропараметры (и мезопараметры) соответствуют физическим явлениям на атомном (и дефектном: в основном дислокационном) уровне, а макропараметры – явлениям на уровне зерен, пор и трещин. На языке физических переменных, использованных нами [1], это выражается в выходе крупномасштабных смещений с уровня зерна (и субзеренного уровня) на уровень микротрещин. Такое укрупнение пространственного масштаба не всегда адекватно кинетическому фазовому переходу и имеет характер скейлинга (масштабного преобразования), характерного для обычных фазовых переходов [1].

Следствием универсальности и скейлинга является, например, формирование наноразмерной структуры частиц второй фазы  $Fe_3C$  (нановыделения) по границам фрагментов [2]. За динамику подобных превращений отвечают подвижные дислокации [1]. Дислокации, формирующие границы зерен (стенки дислокаций – малоугловые границы зерен), также, по-видимому, обладают свойствами масштабной инвариантности и скейлинга. Экспериментальные признаки скейлинга в условиях, далеких от термодинамического равновесия, обсуждаются в [2]. Вычисления соответствующих характеристик (мезоскопических) ансамбля дислокаций и деформируемой среды в духе теории фазовых переходов Л.Д.Ландау ( $\xi$  – корреляционная длина и т.п.) проведены в [2].

Многочисленные экспериментальные данные по электропластической деформации неплохо согласуются с выражением для эффективного напряжения электронного ветра, “гонящего” дислокацию (по В.Я.Кравченко)  $\sigma = (m v_F / e) j$ , использованного нами в [1], где  $m$  – масса электрона,  $v_F$  – скорость электрона на поверхности Ферми,  $e$  – заряд электрона,  $j$  – плотность электрического тока.

Таким образом, рост фактора собственных напряжений подвижных дислокаций (определяемого электронным ветром) может быть источником наноструктур в материале.

## Список литературы

1. В.А.Петрунин, В.В.Коваленко, С.В.Коновалов, В.Е.Громов, О.В.Соснин // Изв.вузов. Черная металлургия.- 2000.- № 12.- С.46-50.
2. В.А.Петрунин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов // IY Международная школа-семинар “Эволюция дефектных структур в конденсированных средах” (Сб.тезисов 2-7 сентября, 1998г.), АлтГТУ, Барнаул, Россия, ред.М.Д.Старостенков.- С.50.

## ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ ЛЕГИРОВАНИИ

Коваленко В.В.<sup>1</sup>, Ветер В.В.<sup>2</sup> Жулейкин С.Г.<sup>1</sup>, Оздоев И.Д.<sup>2</sup>, Попова Н.А.<sup>2</sup>,  
Козлов Э.В.<sup>2</sup> Громов В.Е.<sup>1</sup>

1- *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,  
Россия*

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

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

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

В работе описан новый метод цементации готовых изделий из среднеуглеродистой стали. Разработана методика исследования структуры и фазового состава слоев, возникающих в процессе цементации.

Цементация осуществлялась с помощью воздействия углеводородного горючего (солярка, мазут), нагретого до температуры 1000 – 1150<sup>0</sup>С, в течение разного времени. Впервые обнаружено, что часть параметров градиентной структуры может менять свой знак при удалении от поверхности цементации.

Установлено, что по мере уменьшения концентрации углерода, в слоях градиентной структуры меняется основная фаза слоя. Это происходит таким образом, что по мере уменьшения содержания углерода основной фазой становится фаза с меньшей растворимостью углерода. При заданных режимах термообработки проникновение углерода наблюдалось на глубины нескольких сотен мкм и даже более 1 мм. Структура исследуемой стали должна быть разделена на две зоны: 1) зона со значительным пресыщением по углероду – зона фронтальной диффузии (зона интенсивной, или реакционной, диффузии углерода), которая составила величину ~300мкм, и 2) более протяженная зона, в которой концентрация углерода постепенно приближается к исходной, – зона объемной диффузии (зона термического влияния и слабой диффузии углерода), равная 2,17 мм. По мере удаления от цементованной поверхности выстраивается следующая последовательность: Fe<sub>3</sub>C (0,25 атомной доли углерода) → γ-фаза (0,05 атомной доли углерода) → α-фаза (10<sup>-4</sup> атомной доли углерода). Сложная морфологическая структура слоев указывает на смесь разномасштабных механизмов реакционной и объемной диффузии при формировании этих слоев. Фазовый состав слоев стали после цементации представляет совокупность α- и γ-фаз и карбидов.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 45Г17Ю3 ПРИ УСТАЛОСТИ С ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Попова Н.А.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Соснин О.В.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>

1- *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,  
Россия*

[konovalov@physics.sibsiu.ru](mailto:konovalov@physics.sibsiu.ru)

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

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

В работе рассмотрены структурно-фазовые превращения в стали 45Г17Ю3, подвергающейся усталостному нагружению с воздействием импульсным электрическим током. В случае обработки токовыми импульсами при  $7 \cdot 10^4$  циклов нагружения показано, что происходит увеличение суммарного числа циклов до разрушения от  $10,2 \cdot 10^4$  до  $17,9 \cdot 10^4$  циклов.

Установлено, что основным типом дислокационной субструктуры в зоне разрушения электростимулированного образца являются сетки, объемная доля которых стремительно увеличивается с ростом числа циклов нагружения. Объемная доля двух оставшихся типов субструктуры (дислокационного хаоса и фрагментов) монотонно снижается, несмотря на некоторое увеличение их объемной доли в процессе электростимулирования (таблица). Сетчатая дислокационная субструктура, как правило, предшествует зарождению разрушения. Именно в этой дислокационной субструктуре чаще появляется  $\epsilon$ -мартенсит с последующим зарождением микротрещин на межфазных и внутрифазных границах.

Состояние стали	$P_v, \%$			$\rho \cdot 10^{-10},$ см <sup>-2</sup>	$\chi, \text{см}^{-1}$	$\rho_\epsilon \cdot 10^{-4},$ см <sup>-2</sup>	$\rho_{дв} \cdot 10^{-4},$ см <sup>-2</sup>	$\rho_{тр} \cdot 10^{-4},$ см <sup>-2</sup>
	Хаос	Сетки	Фрагменты					
Без ЭС	18	42	40	0,8	915	1,16	0,17	0,17
ЭС	3	77	20	1,72	953	0,21	0,43	0,05

Сравнение амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки и плотности изгибных контуров в разрушенных состояниях без и с электростимулированием показывает, что после электростимуляции релаксируют наиболее мощные концентраторы напряжения. В результате этого плотность концентраторов практически не меняется, а может быть, и возрастает (за счет мелких концентраторов), но среднее значение амплитуды кривизны-кручения убывает. Поэтому процессы зарождения и особенно развития трещин отодвигаются к более высокому значению числа циклов нагружения.

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ РОСТА КРИСТАЛЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИИ МЕТАЛЛОВ

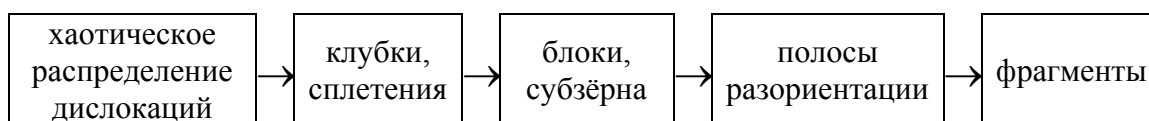
Ясников И. С., Воленко А. П., Викарчук А. А.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия,  
[yasn@infopac.ru](mailto:yasn@infopac.ru)

В настоящей работе показано, что иерархические структуры в металлах могут иметь не только деформационное [1], но и ростовое происхождение. На примере меди и никеля рассмотрены особенности структур, формирующихся при электрокристаллизации, типы границ раздела субструктурных элементов и возможные механизмы их образования.

Проведённые нами исследования позволяют утверждать, что кристаллы, выросшие в процессе электрокристаллизации ГЦК-металлов до размеров порядка 0.5-1.5 мкм, как правило, делятся на более мелкие объёмные структурные элементы: блоки, субзёрна, полосы разориентации, фрагменты и двойниковые прослойки. Эти элементы различаются по форме, размеру, ориентации, но особенно по природе и строению границ их разделяющих. Границы блоков и субзёрен имеют дислокационную природу и, соответственно, углы разориентировки  $\Theta_b \leq 1^\circ$  и  $0.5^\circ \leq \Theta_c \leq 10^\circ$ . Полосы разориентации, могут иметь как дислокационное, так и дисклинационное строение, а углы их разориентировки колеблются от единиц до десятков градусов. Границы фрагментов имеют углы разориентировки  $\Theta_{fp} > 10^\circ$ , они не связаны с кристаллографическими направлениями. Границы двойниковых прослоек, имеют плоскости залегания  $\{111\}$ , кристаллографические направления  $\langle 112 \rangle$  и углы разориентировки  $\Theta_{db} = 70^\circ 32'$ .

Процесс формирования иерархических структур при электроосаждении покрытий условно разбивается на три этапа: образование и рост зародышей, слияние островков роста и их слияние; рост кристаллов с дефектами и формирование субграниц раздела; образование объёмных структурных элементов в покрытиях. Эволюция дислокационно-дисклинационных структур при увеличении перенапряжения на катоде протекает в такой последовательности:



Образование дислокационных конфигураций и формирование объёмных структурных элементов происходит не под действием внешних напряжений, а обусловлено взаимодействием дефектов разного масштабного уровня и является признаком самоорганизации структуры в процессе электрокристаллизации.

Рассматривая растущий кристалл с дефектами как открытую термодинамическую систему, обменивающуюся с окружающей средой энергией и веществом, предполагая, что управляющим параметром, влияющим на характер структуры, является перенапряжение на катоде, и используя аппарат нелинейной термодинамики [2], нам удалось показать, что деление кристалла на объёмные структурные элементы есть термодинамическая необходимость. Критический размер

кристалла, при котором ему становится выгодно делиться на части, зависит от перенапряжения, рода материала и температуры и определяется формулой:

$$R_0 = \frac{A\rho}{\alpha\rho ZF\eta - \mu W} \cdot \left( \frac{\mu}{\rho N_A} \right)^{\frac{1}{3}},$$

где  $A$  – молярная теплота кристаллизации;  $W$  – энергия, связанная с образованием кристаллов, дефектов и дислокационной структуры в них;  $\eta$  – перенапряжение на катоде;

$\alpha$  – коэффициент использования электрического тока ( $\alpha \approx 0.1$ ). Оценка для меди при  $\eta = 0.08$  В даёт  $R_0 = 0.5$  мкм. Максимальная плотность границ раздела субструктурных элементов в процессе дальнейшего роста формирующихся кристаллов также зависит от перенапряжения  $\eta$ , размера зерна  $R$ , угла разориентировки границ  $\Theta$  и определяется формулой:

$$\rho_{zp} = \frac{\rho}{\mu E_0 \Theta (A_0 - \ln \Theta)} \left( \alpha Z \eta F - \frac{\mu}{\rho} W - \frac{A}{R} \left( \frac{\mu}{\rho N_A} \right)^{\frac{1}{3}} \right)$$

В частности, для меди с размером зерна 10 мкм при  $\eta = 0.08$  В, плотность дислокационных и двойниковых границ может достигнуть значения  $7 \cdot 10^7$  м<sup>2</sup>/м<sup>3</sup>.

Проведённые исследования позволяют утверждать, что линейную термодинамику можно корректно использовать для описания эволюции структуры в процессе электрокристаллизации лишь при сравнительно небольших перенапряжениях, пока формируются границы раздела обладающие малой энергоёмкостью. Для описания сильно разориентированных диссипативных структур ростового происхождения требуется привлечение аппарата нелинейной термодинамики и теории дисклинаций.

### Список литературы

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. - Москва: Металлургия, 1986.
2. Пригожин И.Р. Введение в термодинамику необратимых процессов. - Ижевск: РХД, 2001.



## **ВИДЫ, СТРОЕНИЕ И МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ В ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ГЦК-МЕТАЛЛАХ РОСТОВЫХ ДЕФЕКТОВ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА**

Викарчук А. А., Диженин В. В., Забелина Н. В., Мурсков Р. И.

*Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия,  
[yasn@infopac.ru](mailto:yasn@infopac.ru)*

До сих пор считалось, что дефекты дисклинационного типа, запрещённые законами кристаллографии и энергетическим критериями, могут образовываться в кристаллических металлах лишь при больших пластических деформациях.

Проведённые нами эксперименты с использованием просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, металлографии и электронографии, акустической эмиссии и рентгеноструктурного анализа, позволяют утверждать, что в структуре электроосаждённых металлов в виде покрытий, плёнок и фольг нередко наблюдаются частичные дисклинации и их конфигурации, имеющие ростовое происхождение. В частности показано, что в центре сравнительно крупных (50–80 мкм) пентагональных кристаллов, сформировавшихся при электрокристаллизации меди, всегда имеется частичная 7-ми градусная дисклинация с пятью обрывающимися на ней двойниковыми границами. Детально исследовано строение таких экзотических кристаллов, определены плоскости залегания и особенности границ раздела структурных элементов, предложен механизм формирования пентагональных кристаллов в процессе электрокристаллизации. Кроме 7-ми градусной частичной дисклинации нами обнаружены: оборванные границы, имеющие дислокационную, двойниковую или деформационную природу; дипольные конфигурации из границ, в том числе оборванные; высокие, винтовые спирали роста кристаллов; полосы разориентации и фрагменты ростового происхождения. Исследованы углы разориентировки субграниц раздела структурных элементов, экстинционные контура и поля напряжений от этих дефектов; показано, что по упругой энергии и полям напряжений перечисленные выше дефекты эквивалентны частичным дисклинациям их диполям, квадруполям и петлям.

Отработана технология получения покрытия и фольг, состоящих из пентагональных кристаллов и кристаллов, содержащих высокую концентрацию дефектов дисклинационного типа, исследованы свойства и поведение таких материалов в температурных и силовых полях.

## ПЛОТНЫЕ АМОРФНЫЕ ПОКРЫТИЯ НИКЕЛЬ-ФОСФОР: ПРЕИМУЩЕСТВА И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ

Чертов В.М.

*ДонИФЦ, Москва, Россия*

[chertovv@mail.ru](mailto:chertovv@mail.ru)

Покрывтия никель-фосфор получаютс из стандартного раствора с гипофосфитом натрия или из других растворов. Раствор обычно перестаёт быть работоспособным уже после осаждения слоя толщиной 6-8 мкм. Тонкие покрывтия толщиной 3-6 мкм не аморфны и достаточно пористы. Пористость тонкого покрывтия является преимуществом при химическом никелировании высокопрочной стали: малое наводороживание основы и покрывтия, по сравнению с электрохимическим покрывтием, дополняется быстрым обезводороживанием в вакууме при 350° С. Однако тонкие покрывтия защищают от коррозии только в легких условиях и не защищают от наводороживания основы при контакте с водородом в обычных условиях, например, в водородном тракте перспективных энергетических установок. Задача увеличения работоспособности раствора и получения плотных аморфных осадков никель-фосфор большей толщины, с содержанием фосфора более 8%, решается либо переходом к кислым корректирующим растворам, либо введением специальных присадок. Такими путями получают осадки толщиной 30 мкм и более за один процесс при достаточно высокой скорости осаждения. Содержание водорода в аморфных осадках значительно ниже, чем в кристаллических, а скорость обезводороживания – выше. Обезводороживание аморфного осадка и высокопрочной основы достигается уже при 300°С в обычных условиях. Это подтверждено при нанесении покрывтия из стандартного раствора с добавкой НПО “Синтез”, толщиной 29 мкм на особо прочные пружины из стали 65С2ВА, имеющих твердость 55 HRC (предел прочности 2100 МПа, предел текучести 1900 МПа): относительное сужение осталось на том же уровне, что и до нанесения покрывтия. Химическое никелирование является оптимальным подслоем для нанесения тонких слоев серебра или золота: такое покрывтие служит надежным барьером против наводороживания изделий из высокопрочной и нержавеющей стали, а также титана, при контакте с водородом. Рекуперация же никеля из гальванических стоков и предотвращение попадания солей никеля в окружающую среду является ныне вполне решаемой задачей.

# ЭВОЛЮЦИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА Fe-Cu-Nb-Si-B

Бречко Т, Фрончик А

Варминско-Мазурский Университет, Ольштын, Польша

[Teodor.Breczko@uwm.edu.pl](mailto:Teodor.Breczko@uwm.edu.pl)

Исследования эволюции параметров тонкой структуры проводились на образцах аморфного сплава Fe-Cu-Nb-Si-B, отожженных в температурном диапазоне 693- 803 К, с последующим изучением дифракционной картины и степени кристаллизации сплава. Методом гармонического анализа определялись среднеквадратичные микроискажения  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ , а также величины когерентных блоков  $D$ , характер изменения которых иллюстрируется рис.1,2.

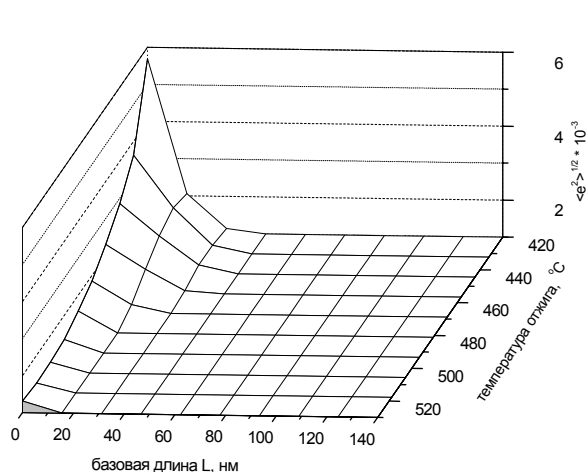


Рис. 1. Изменение среднеквадратичных микроискажений  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  от температуры отжига в течение 30 минут.

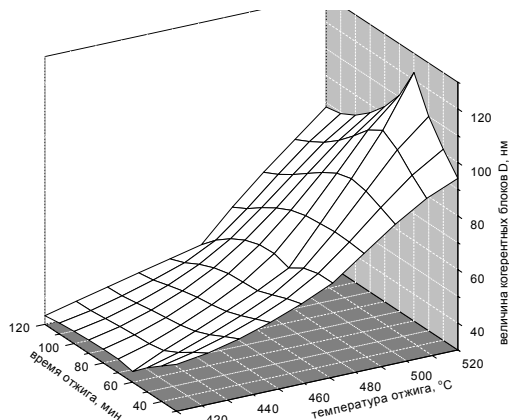


Рис. 2. Изменение величины когерентных блоков  $D$  в зависимости от температуры

Установлено, что возрастающая температура отжига способствует уменьшению среднеквадратичных микроискажений  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  и росту величины когерентных блоков  $D$ . Аналогично изменяется и структура магнитных доменов. Основываясь на проведенных исследованиях, можно предположить, что границы когерентных блоков близки границам доменов. Результаты эксперимента свидетельствуют также о том, что в результате кристаллизации металлического стекла Fe-Cu-Nb-Si-B основная фаза унаследовала решётку  $Fe_\alpha$ . Этой фазой, видимо, является  $Fe_3Si$  симметрии  $Im\bar{3}m$ , с постоянной решетки  $a = 2,841$  нм. Остальные фазы:  $(FeNb)_2B$ ,  $FeNbB$  находятся в метастабильном состоянии и их влияние на физические свойства закристаллизованного сплава незначительно.

## ПАССИВНЫЕ ИНИЦИАТОРЫ СРАБАТЫВАНИЯ АРМАТУРНЫХ СРЕДСТВ БЕЗОПАСНОСТИ

Р.Р. Ионайтис, В.Ф. Лисовой, М.А. Туктаров

*Научно-исследовательский и конструкторский институт энерготехники  
Москва, Россия  
[ionaitis@entek.ru](mailto:ionaitis@entek.ru)*

Для повышения безопасности ядерных энергетических установок (ЯЭУ) эффективным является применение пассивных средств (устройств), т.е. срабатывающих непосредственно от воздействия аварийных режимных параметров, минуя внешние логические цепи управления, и не требующие для своего срабатывания включения других активных устройств; подачи энергии извне; действий оператора и др. В ЯЭУ используются разнообразные пассивные арматурные средства безопасности (АСБ), в том числе, и прямодействующие клапаны (обратные, предохранительные, отсечные и др.).

Представляются перспективными пассивные АСБ, оснащаемые пневмопружинными актуаторами (исполнительными механизмами), срабатывание которых происходит при обесточивании цепей питания контроллера (блока управления), осуществляемое их размыканием по мажоритарной логике («два из трех») пассивными инициаторами срабатывания (ПИС), чувствительными к аварийным изменениям режимных параметров ЯЭУ.

В настоящей работе рассматриваются потенциальные потребности и возможности пассивных инициаторов срабатывания:

- по использованию режимных параметров: температура, давление, расход (его рост или реверс), уровень, нейтронный поток и др.;
- по принципу формирования аварийного сигнала: нагрев, изменение перепада давления, расширение, сжатие, прогиб, ухудшение теплосъема, изменение тока;
- по принципу действия: увеличение сопротивления (гидро- и электро-), изменение баланса сил, плавление, разрушение, перемещение, рост термоэмиссии, переход ферромагнетика в парамагнетик, превращение мартенсита в аустенит (эффект памяти формы), суперэластичность и др.;
- по действующим силам (воздействиям): механическая связь, силы: тяжести, Архимеда, электромагнитная, гидродинамическая; структурного превращения и др.

В ПСБ могут использоваться различные функциональные материалы, т.е. исполняющие функцию: металлические стекла, расплавы с изменяемой электропроводностью, капиллярные (тепловые) трубы, детонационные шнуры, газогенерирующие, газожидкостные, металлокерамические, покрытия переменного цвета, лиофобные (несмачиваемые) капиллярные, с эффектом памяти формы (самые продвинутые и перспективные для использования).

## НЕКОТОРЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ ПОЛЯ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Бречко Т.М\* , Чигринова Н.М\*\*

\* *Варминско-Мазурский Университет, Ольштын, Польша*

[Teodor.Breczko@uwm.edu.pl](mailto:Teodor.Breczko@uwm.edu.pl)

\*\* *Белорусский государственный Научно-производственный концерн порошковой металлургии НАН РБ, Минск, Республика Беларусь*

[chigrin@mail.bn.by](mailto:chigrin@mail.bn.by)

В предлагаемой работе представлены некоторые результаты экспериментального изучения остаточных напряжений в однофазных и двухфазных материалах. Рассмотрен вопрос численного моделирования эволюции упругих остаточных полей в материалах с ЭПФ в связи с “долговечностью ЭПФ”.

Известно, что неразрывность твердого тела с дефектами кристаллической структуры сохраняется, благодаря внутренним напряжениям  $\sigma^T = f(\varepsilon^e)$ , генерируемым этими дефектами и имеющим ориентацию, характерную для данного зерна, в основном, в зависимости от дислокационной структуры. Заторможенные на границах зерен дислокации в процессе пластических деформаций создают поле ориентированных напряжений в объеме отдельных зерен. В работе отмечается, что главные векторы ориентированных напряжений меняют ориентацию в процессе пластической деформации вдоль ломаной траектории нагрузки. Этот экспериментальный факт свидетельствует о существовании ориентированных напряжений, которые ведут себя аналогично магнитным доменам ферромагнетиков во внешнем магнитном поле.

Наблюдаемое во многих материалах с ЭПФ увеличение ‘недовозврата’ в процессе многократной реализации эффекта памяти формы является следствием накопления доли необратимых деформаций. В единичном цикле деформации, вызванные дислокационной пластичностью, малы, что, видимо, является причиной незначительной деградации ЭПФ. Экспериментальные результаты, полученные рентгеновскими методами на мезоуровне, свидетельствуют о накоплении дефектов в процессе циклической реализации эффекта памяти формы, что, видимо, происходит в основном за счет несовместимости необратимых деформаций и в процессе мартенситных превращений. В бездиффузионном мартенситном превращении атомы сдвигаются на малые расстояния. Упругие поля дефектов близкого действия способны “тормозить” малые смещения атомов и, естественно, способствовать “затуханию” ЭПФ.

# ИЗМЕНЕНИЕ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ МАГНИТО-МЯГКИХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Бречко Т., Брамович М., Щепанэк Я.

*Варминско-Мазурский Университет, Ольштын, Польша*

[Teodor.Breczko@uwm.edu.pl](mailto:Teodor.Breczko@uwm.edu.pl)

Исследование изменения доменной структуры магнито-мягких ферромагнетиков в процессе отжига осуществляли на примере металлических стёкол на основе железа. Кристаллизация аморфных сплавов в зависимости от их химического состава может происходить в различных температурных диапазонах. При этом в материале выявляется эффект хрупкости.

На рисунках 1 и 2 представлены результаты измерений структуры магнитных доменов в сплаве Fe-Cu-Nb-Si-B в исходном состоянии и после кристаллизации при температуре 803 К в течение 30 мин соответственно.

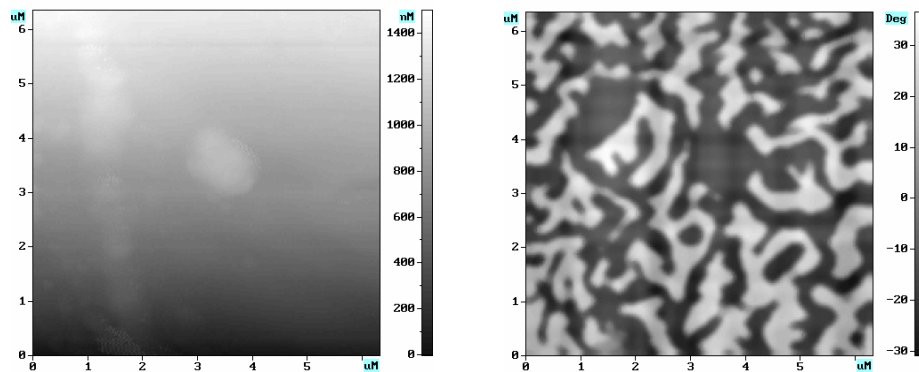


Рис. 1 Топография поверхности и структура магнитных доменов аморфного сплава Fe-Cu-Nb-Si-B в начальном состоянии.

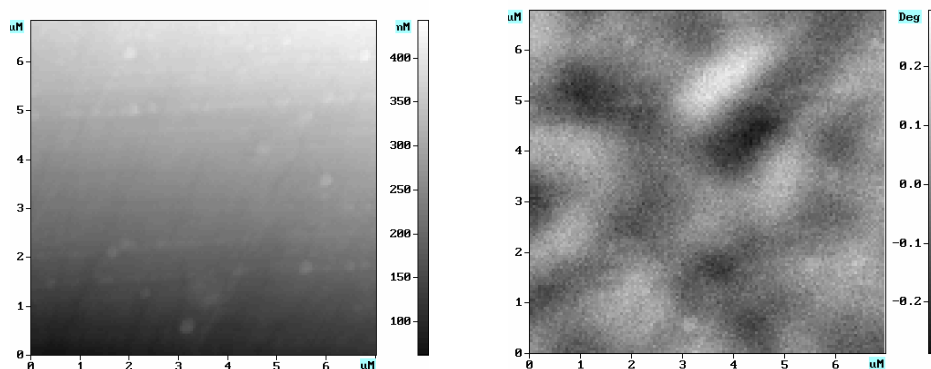


Рис. 2. Топография поверхности и структура магнитных доменов сплава Fe-Cu-Nb-Si-B после кристаллизации при температуре 803 К в течении 30 минут

Исследования показали, что в процессе отжига характер изменения величины магнитных доменов аналогичен характеру изменения величины когерентных блоков.

# КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ИХ СВОЙСТВ

Сарычев В.Д, Грачев В.В., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,  
Россия*

[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

Экспериментальное и теоретическое изучение градиентных структур и процессов их формирования в металлических материалах является в настоящее время актуальной задачей. Как правило, градиентные структуры формируются в материалах, подвергнутых поверхностным воздействиям в условиях, ограничивающих протекание выравнивающих процессов. Одним из путей повышения свойств может быть создание градиентных структурно-фазовых состояний в материале. Таким градиентам сопутствует чередование высокопрочных и высокопластичных объемов, приводящих к увеличению конструктивной прочности изделия. Создание градиентов возможно в условиях различного типа дифференцированных обработок, когда механическое воздействие и (или) тепловое поле распределяются не равномерно по объему металла, а локализуются в отдельных его слоях. Многочисленные исследования показывают, что одним из путей повышения стойкости железнодорожных рельсов может быть дифференцированная закалка, формирующая приповерхностные слои высокой износостойкости.

В настоящей работе проанализирована теплофизическая ситуация при дифференцированной закалке рельсовой стали и предложена математическая модель, позволяющая объяснить немонотонный характер изменения свойств по глубине. Модель включает в себя уравнение теплопроводности, начальные и граничные условия. Профиль рельса задается численно, начальные и граничные условия, а также параметры модели определяются режимом дифференцированной закалки. Численный расчет температурного поля рельса реализован на РС, с использованием пакета Delphi 5.0. Результаты расчета удовлетворительно совпадают с данными эксперимента, что свидетельствует об адекватности модели.

Вторым этапом математического моделирования процессов дифференцированной закалки является разработка модели превращения аустенита в рельсовой стали при прерывистом охлаждении. В сочетании с программой расчета температурного поля рельса такая модель позволяет прогнозировать характер изменения структурно-фазового состояния и свойства рельсового металла в зависимости от глубины – при заданных параметрах дифференцированной обработки – а также разработать наиболее оптимальные режимы поверхностного упрочнения.



## НЕРАВНОВЕСНЫЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН. ТЕОРИЯ И ПРИЛОЖЕНИЯ

Чувильдеев В.Н.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И.Лобачевского, Н.Новгород, Россия*

[fmv@phys.unn.runnet.ru](mailto:fmv@phys.unn.runnet.ru)

Проведено теоретическое описание структуры, термодинамических параметров и диффузионных свойств равновесных и неравновесных большеугловых границ зерен. Показано, что структура границ может быть описана с помощью “островковой модели”. При этом основным параметром, характеризующим распределение островков и, соответственно, структурное состояние границ, является свободный объем. Предложена модель, позволяющая связать величину свободной энергии и энтропии границ с величиной свободного объема и термодинамическими константами материала. Предложена новая модель диффузии в границе, имеющей островковое строение. Модель основана на представлениях о гетерофазных флуктуациях, при которых меняются размеры островков, имеющих высокую диффузионную проницаемость. Показано, что аномалии в диффузионных параметрах и термодинамических характеристиках неравновесных границ являются следствием увеличения их свободного объема за счет свободного объема, вносимого попавшими в границы решеточными дислокациями. Получены выражения, описывающие изменение энергии границ и их диффузионных параметров при их взаимодействии с отдельными дислокациями и с потоками решеточных дислокаций. Определена зависимость коэффициента зернограницной диффузии от скорости деформации и параметров структуры материала.

На основе теории неравновесных границ зерен рассмотрены процессы, контролируемые диффузией в неравновесных границах зерен. Описаны особенности зернограницной диффузии, зернограницного проскальзывания, процессов возврата и рекристаллизации в материалах с неравновесными границами зерен – нано- и микрокристаллических металлах и сплавах, приготовленных по технологии многоциклового равноканального углового прессования.

*Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*



## **ПРОЦЕССЫ ВОЗВРАТА И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ПРИГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДАМИ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ**

Нохрин А.В., Макаров И.М., Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И.Лобачевского, Н.Новгород, Россия,*  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

Копылов В.И.

*Физико-технический институт НАН респ. Беларусь, Минск, Беларусь,*  
[kpl@html.ac.by](mailto:kpl@html.ac.by)

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований процессов возврата и рекристаллизации в микрокристаллической (МК) меди и никеле, полученных методами равноканального углового (РКУ) прессования. Описаны результаты исследований зависимости среднего размера зерна от температуры и длительности отжига, скорости нагрева и степени деформации.

Показано, что вблизи температуры начала рекристаллизации процесс роста зерен носит необычный характер – на фоне достаточно стабильной МК матрицы существенно укрупняются лишь отдельные зерна. Показано, что в этих условиях функция распределения зерен по размерам является бимодальной, а объемная доля аномально растущих зерен экспоненциально нарастает со временем. Установлено, что энергия активации процесса аномального роста зерен в МК металлах близка к энергии активации процесса зернограничной диффузии по неравновесным границам зерен.

Для объяснения эффекта аномального роста зерен в МК металлах в работе предложена модель контролируемой возвратом рекристаллизации, позволяющая рассчитать зависимость температуры начала рекристаллизации от времени и скорости нагрева, а также величины предварительной деформации. Предложена модель, описывающая кинетику роста зерен в МК металлах, позволяющая объяснить экспоненциальную зависимость среднего размера зерна от времени изотермического отжига, а также зависимость скорости роста от температуры отжига и структурных параметров материала.

*Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ  
ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ  
МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ  
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Макаров И.М., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Смирнова Е.С. Чувильдеев В.Н.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородско-  
го государственного университета им.Н.И.Лобачевского, Н.Новгород, Россия,  
[makarov@nifti.unn.ru](mailto:makarov@nifti.unn.ru)*

Копылов В.И.

*Физико-технический институт НАН респ. Беларусь, Минск, Беларусь,  
[kpl@html.ac.by](mailto:kpl@html.ac.by)*

В работе представлены результаты исследований стабильности структуры и свойств алюминиевых сплавов систем Al-Mg-Sc-Zr, Al-Mg-Zn-Sc-Zr и Al-Zn-Mg-Sc-Zr, полученных путем многоциклового РКУ-прессования.

Проведенные исследования показали, что использование РКУ-прессования приводит к формированию однородной микрокристаллической (МК) структуры со средним размером зерна от 150 нм до 1 мкм и к существенному повышению механических свойств. Структурные исследования свидетельствуют о том, что температура начала рекристаллизации в МК сплавах Al-Mg-Sc-Zr составляет 150-200 °С; процесс рекристаллизации имеет многостадийный характер и контролируется процессами выделения когерентных частиц второй фазы  $Al_3(Sc_xZr_{1-x})$ .

В работе описаны особенности изменения механических свойств МК Al-сплавов при одновременном протекании процессов рекристаллизации и дисперсного старения.

Исследования изменений удельного электросопротивления при изотермических отжигах показали, что кинетика распада твердого раствора в МК сплавах существенно отличается от кинетики распада твердого раствора литых сплавов данной системы. Параллельно проводимые исследования структуры, электрофизических и механических свойств позволили оценить размеры и объемную долю выпадающих дисперсных частиц  $Al_3(Sc_xZr_{1-x})$ .

*Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПРИГОТОВЛЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Пирожникова О.Э., Сысоев А.Н., Чувильдеев В.Н., Макаров И.М.,  
Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородско-  
го государственного университета им.Н.И.Лобачевского, Н.Новгород, Россия,  
[fmv@phys.unn.runnet.ru](mailto:fmv@phys.unn.runnet.ru)*

Копылов В.И.

*Физико-технический институт НАН респ. Беларусь, Минск, Беларусь,  
[kpl@html.ac.by](mailto:kpl@html.ac.by)*

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований высокоскоростной сверхпластичности (ВССП) МК сплавов системы Al-Mg-0.22%Sc-0.15%Zr с различным содержанием магния (от 0 до 4.5ат.%) и сплавов системы Al-Zn-Mg-Sc(Zr) в широком диапазоне скоростей и температур деформирования.

При изучении реологии СП-поведения сплавов в режиме испытаний с постоянной истинной скоростью деформации обнаружен целый ряд особенностей. Установлено, что в условиях ВССП стадия деформационного упрочнения в указанных сплавах имеет необычно большую продолжительность и завершается при деформациях  $\varepsilon_0 \sim 1.5 \div 2$ .

Обнаружено, что в широком диапазоне температур и скоростей деформации величина коэффициента скоростной чувствительности  $m$  лежит в интервале  $0.4 \div 0.45$  и слабо коррелирует с достигнутыми исключительно высокими значениями удлинений ( $\delta = 2250\%$  при  $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ,  $\delta = 540\%$  при  $10^0 \text{ с}^{-1}$ ).

Установлено, что величина предельной деформации до разрушения в рассматриваемых материалах коррелирует с величиной деформации  $\varepsilon_0$ , соответствующей переходу от стадии деформационного упрочнения к стадии разупрочнения. Показано, что величина предельного удлинения до разрушения и величина  $m$  немонотонно изменяется при увеличении содержания магния.

Численное моделирование показало, что особенности упрочнения при малых деформациях обусловлены особенностями эволюции дефектной структуры границ и, главным образом, кинетикой перераспределения в них скользящих компонент де локализованных дислокаций.

*Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ МЕТОДАМИ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

Грязнов М.Ю., Сысоев А.Н., Чувильдеев В.Н.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И.Лобачевского, Н.Новгород, Россия,*  
[fmv@phys.unn.runnet.ru](mailto:fmv@phys.unn.runnet.ru)

Копылов В.И.

*Физико-технический институт НАН респ. Беларусь, Минск, Беларусь,*  
[kpl@html.ac.by](mailto:kpl@html.ac.by)

В работе проведены экспериментальные и теоретические исследования внутреннего трения (ВТ) в микрокристаллических (МК) Cu, Ni и Cu-Cr, полученных по технологии равноканального углового прессования (РКУП).

Объекты исследования: медь марки М1 (99,98 ат.%), никель марки НП-1 (99,91 вес.%) и хромовая бронза БрХр0.38 (Cu-0.38%Cr). В МК состоянии образец представляет собой поликристалл со средним размером зерна 150÷200 нм. Для измерения ВТ в работе использовались акустическая резонансная установка (килогерцовый диапазон частот) и установка обратный крутильный маятник (герцовый диапазон частот). Исследованы температурная и временная зависимости ВТ в режиме непрерывного нагрева и охлаждения в интервале температур 20÷500 °С и в режиме изотермического отжига в диапазоне температур 100÷400 °С. Показано, что ВТ в МК материалах существенно отличается от поведения величины ВТ в обычных металлах. Обнаружен новый пик на температурной и временной зависимости ВТ в МК Cu и Ni.

Предложена модель дислокационного и модель зернограничного ВТ, позволяющие объяснить наблюдаемые в МК металлах аномалии ВТ. Показано, что ВТ в килогерцовом диапазоне частот в МК металлах обусловлено термоактивируемым движением дислокационных перегибов; в герцовом диапазоне частот особенности ВТ в МК металлах объясняются совместным действием двух механизмов: дислокационного и зернограничного ВТ.

*Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## МОДЕЛЬ ВЫДЕЛЕНИЯ И РОСТА КОГЕРЕНТНЫХ ЧАСТИЦ ВТОРОЙ ФАЗЫ В ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮ- МИНЕВЫХ СПЛАВАХ

Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородско-  
го государственного университета им.Н.И.Лобачевского, Н.Новгород, Россия,  
[fmv@phys.unn.runnet.ru](mailto:fmv@phys.unn.runnet.ru)*

В работе описана модель распада твердого раствора при выделении когерентных частиц второй фазы. Описаны закономерности изменения объемной доли и размера выделяющихся частиц в зависимости от степени пересыщения твердого раствора, а также температуры и времени отжига. Описаны основные закономерности распада твердого раствора в случае гомогенного (выделение и рост частиц в объеме зерен) и гетерогенного механизмов (выделение и рост частиц на дислокациях и на границах зерен) как в условиях стабильной микроструктуры, так и в случае протекания диффузионно-контролируемых процессов возврата и рекристаллизации. На основе модели проанализированы процессы выделения и роста частиц второй фазы при образовании когерентных частиц  $Al_3(Sc_xZr_{1-x})$  в литых и микрокристаллических алюминиевых сплавах. Результаты численного моделирования процесса распада удовлетворительно согласовываются с экспериментальными данными.

*Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ, ПРИГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДАМИ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И.Лобачевского, Н.Новгород, Россия,*  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

Копылов В.И.

*Физико-технический институт НАН респ. Беларусь, Минск, Беларусь,*  
[kpl@html.ac.by](mailto:kpl@html.ac.by)

В работе описаны результаты экспериментальных исследований эффекта аномального упрочнения наблюдаемого при отжиге микрокристаллических (МК) меди и никеля различной чистоты, приготовленных по технологии многоциклового равноканального углового прессования.

Экспериментально показано, что отжиг вблизи температуры рекристаллизации МК Cu и Ni технической чистоты приводит к аномальному увеличению механических характеристик – предела макроупругости, предела текучести и микротвердости примерно на 10-20%. Показано, что процесс упрочнения более отчетливо проявляется на температурно-временных зависимостях предела макроупругости, чем на температурно-временных зависимостях предела текучести и микротвердости. Показано, что температура повышения механических характеристик при отжиге совпадает с температурой начала рекристаллизации.

Показано, что энергия активации процесса аномального упрочнения при отжиге составляет  $5.5 \div 8 kT_m$  и близка к энергии активации процесса самодиффузии по неравновесным границам зерен.

Изучено влияние времени предварительной выдержки при комнатной температуре на величину и характер процесса аномального упрочнения.

Для объяснения наблюдаемого эффекта предложена модель, в основе которой лежат представления теории неравновесных границ зерен, в соответствии с которой, упрочнение при отжиге МК металлов объясняется возникновением полей внутренних напряжений, создаваемых дислокациями, попадающими в границы зерен в процессе рекристаллизации.

*Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

# **ИЗМЕРИТЕЛЬНЫЕ ДАТЧИКИ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИНФОРМАЦИИ О НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ С ЦЕЛЬЮ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Зубцов В.И.

*Полоцкий государственный университет, Новополоцк, Россия*

Баранов В.В., Костюкевич А.А.

*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,  
Минск, Беларусь,*

[O.Lapkovskaya@psu.unibel.by](mailto:O.Lapkovskaya@psu.unibel.by)

Надежность изделий определяется показателями прочности конструкционных материалов и несущих элементов конструкций, а ее увеличение снижает эксплуатационные затраты и экономит сырьевые и топливно-энергетические ресурсы, что в настоящее время для предприятий различных отраслей входит в число первостепенных задач. В значительной мере эти задачи могут быть решены применением неразрушающих методов и устройств для инженерной оценки напряженного состояния материалов, изделий из них. Поэтому для выявления изменения сил взаимодействия нужно повторять измерения и получать при этом надежную информацию.

С позиций физики твердого тела, материаловедения, теории упругости, пластичности и ползучести исследование статической прочности материалов и элементов различных конструкций представляет огромный интерес. Решение подобных задач существенно упрощается, когда имеются экспериментальные данные, полученные в результате статических испытаний образцов материалов. Применение широко распространенных ультразвуковых методов и традиционного метода контроля напряженного состояния посредством тензорезисторов, дает обобщенную информацию о величине и характере распределения механических напряжений по сечению объекта контроля, а это недостаточная для практических целей точность. Таким образом, встал вопрос создания метода и аппаратуры для непосредственного измерения напряжений внутри материалов. С этой целью был разработан метод и гамма пьезорезонансных датчиков непосредственного измерения механических напряжений внутри деформируемых сред с целью прогнозирования их прочности.



## ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В ТОЛСТЫХ СВАРНЫХ ШВАХ

Гагауз В.П.<sup>1</sup>, Попова Н.А.<sup>2</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Коваленко В.В.<sup>1</sup>, Козлов Э.В.<sup>2</sup>,  
Громов В.Е.<sup>1</sup>, Целлермаер В.Я.<sup>1</sup>

1- *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,  
Россия,*

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

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

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

Физика сварного шва может быть изучена исключительно с применением высокоразрешающих методов современной электронной дифракционной микроскопии. В настоящей работе установлено, что сварной шов стали 09Г2С, выполненный проволокой из стали 08Г2С ( $\varnothing 2$  мм) встык без предварительного нагрева электродуговым (без флюса) методом с применением ручного вертикального способа сварки (зазор между свариваемыми листами  $\sim 30$  мм, толщина шва 30 мм), естественным способом разделяется на три зоны, различающиеся структурой материала. В центральной зоне шва кристаллизация материала приводит к формированию феррито-перлитной структуры, в промежуточной зоне – смеси мелких и крупных зерен феррита с карбидными выделениями, в переходной зоне – видманштеттова феррита. Изучено изменение скалярной плотности дислокаций по сечению шва.

В центральной зоне в зернах феррита наблюдается сетчатая дислокационная субструктура ( $\rho = 1,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ); границы зерен практически свободны от частиц цементита. Перлит в большинстве случаев (0,9 структуры перлитной составляющей) имеет пластинчатую морфологию. Строение его весьма несовершенно – наблюдаются ферритные мостики, пластины цементита искривлены, неоднородны по толщине.

По мере удаления от центра шва количество мелких зерен возрастает, средние размеры их увеличиваются. Электронно-микроскопические исследования показали, что в объемах крупных зерен наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, в мелких зернах – хаотическая.

Особенностью структуры промежуточной зоны является наличие действующих полей напряжений, простирающихся через все зерно. Данный факт свидетельствует о том, что источниками полей напряжений являются внутрифазные (зеренные) и межфазные (карбид/матрица) границы раздела.



## ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ РЕЛЬСОВ ПУТЕМ СОЗДАНИЯ В НИХ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР

В.В. Грачев, В.Д. Сарычев, В.И. Петров, В.Е. Громов

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

Градиентные структурно-фазовые состояния, возникающие в металлических материалах при поверхностных обработках и при интенсивном контактом воздействии, представляют большой интерес. Одним из перспективных способов создания градиентной структуры в рельсовой стали, с целью повышения эксплуатационной стойкости железнодорожных рельсов, является дифференцированная закалка. Отмечается, что такие структуры могут возникать в процессе длительной эксплуатации.

С целью детального изучения градиентных структур, возникающих в рельсовой стали, были исследованы рельсы Р65 после эксплуатации и после дифференцированной закалки, которая представляла собой прерывистую закалку в двух средах (водный раствор NaCl – масло). Металлографический анализ методами оптической и электронной микроскопии показал, что при дифференцированной закалке в головке рельса формируется приповерхностный слой толщиной 1,0-2,0 мм с мелкодисперсной структурой. В пределах этого слоя наблюдаются немонотонные зависимости количественных параметров структуры и микротвердости от глубины. Наблюдаются три характерные зоны: упрочненный приповерхностный слой; переходная зона; структура основного металла.

Исследованы также структура и механические свойства образцов рельсов из стали М76 производства ОАО КМК, изъятых из пути после эксплуатации в течение 9-15 лет, нагрузка на которые составила  $192,8 \div 304,1$  млн.т. Выявлено закономерное изменение структурно-фазового состава и дисперсности зеренной структуры с глубиной. Металлографический анализ и измерения микротвердости свидетельствует о формировании в головке рельса, в процессе эксплуатации, приповерхностного слоя толщиной порядка 100 мкм с чрезвычайно мелкодисперсной структурой и очень высокой твердостью, и переходного слоя между приповерхностным объемом и основным материалом. Воздействие со стороны колес подвижного состава модифицирует металл головки рельса на глубину 1,0-1,5 мм от поверхности катания. Обобщенные результаты исследований позволяют сделать вывод, что наличие градиентных структур – «естественных» или «искусственных» – один из факторов, определяющих эксплуатационную стойкость и срок службы железнодорожных рельсов.

# ОСОБЕННОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДИАГРАММЫ СДВИГА МАТЕРИАЛА ПРИ КОНЕЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Панов А.Д.

*МГТУ им. А.Н.Косыгина, Москва, Россия*

[panov@e-holding.ru](mailto:panov@e-holding.ru)

При определении диаграммы сдвига материала по результатам эксперимента на свободное (не стесненное) кручение тонкостенной трубы в качестве меры деформации сдвига традиционно применяется величина тангенса угла сдвига -  $\operatorname{tg} \gamma^0$ . Однако, анализ формул, определяющих внутреннюю энергию деформации и соответствующую ей работу внешних сил при таком деформировании показывает, что в качестве меры конечных деформаций сдвига должна быть принята величина логарифмического сдвига  $\bar{\gamma}$ , связанная с углом сдвига соотношением  $\operatorname{th} \bar{\gamma} = \operatorname{tg} \gamma^0$ . При этом в качестве меры касательных напряжений должна быть использована мера напряжений, введенная Треффтцем. Только в этом случае будет соблюдаться энергетический баланс между внутренней энергией деформации и работой внешних сил при кручении.

Получено универсальное (справедливое для любого изотропного материала) соотношение, связывающее начальные  $r, l$  и конечные  $R, L$  радиус и длину тонкостенной трубы:  $\operatorname{tg} \gamma^0 = \sqrt{1 - (Rl/rL)^2}$ . Согласно этому соотношению длина трубы при закручивании должна непрерывно увеличиваться, а ее радиус – уменьшаться. При этом в пределе  $\gamma^0 \rightarrow 45^0$ , а  $\bar{\gamma} \rightarrow \infty$ . Касательные напряжения, соответствующие мере Треффтца, равны:  $\tau = M \operatorname{ch} \bar{\gamma} / (2\pi r^2 \delta)$ , где  $M$  – крутящий момент,  $\delta$  – толщина стенки трубы. Полученные результаты, приводят к необходимости пересмотра традиционной методики обработки результатов экспериментов при определении фактической диаграммы сдвига материала при конечных деформациях. Как показано в работе [1], применение рассмотренных мер напряжений и конечных деформаций позволяет также дать новый подход к определению перехода высокопластичных материалов в предельное состояние при различных видах нагружения.

## Список литературы

1. Панов А.Д. Теория деформирования изотропного твердого тела при конечных деформациях. (Новый метод определения закона состояния). - М.:МГТА им. А.Н.Косыгина, 1998. -126с.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Скотникова М.А., Савенков Г.Г., Крылов Н.А.

*Санкт-Петербургский институт машиностроения, Санкт-Петербург, Россия*  
[Skotnikova@mail.ru](mailto:Skotnikova@mail.ru)

Методами просвечивающей электронной микроскопии и измерения микротвердости исследованы субструктурные изменения, происходящих в материале образцов из двухфазных сталей 12Х18Н10Т, СП28 и титановых сплавов ОТ4, ВТ-23, испытанных при скоростях деформации  $10^5 \dots 10^6 \text{ с}^{-1}$ . Образцы из стали 12Х18Н10Т со структурой аустенита и 0,5% остаточного пластинчатого перлита (чередующихся пластин феррита и тонких прослоек цементита) подвергались испытаниям в условиях стандартного и ударного растяжений при температурах 20...350 °С. Образцы из стали СП28 со структурой 100% перлита подвергались однократным импульсным нагружениям при температуре 20°С и скоростях 135...320 м/с. Образцы из титановых сплавов ОТ4 и ВТ-23 с пластинчатой структурой (чередующихся  $\alpha$ - и  $\beta$ - твердых растворов) с содержанием прослоек  $\beta$ - фазы 5% и 50%, соответственно, подвергались импульсному нагружению со скоростью 500 м/с.

Результаты показали, что в процессе импульсной деформации пластическая деформация локализовалась вдоль границ раздела. В таких местах формировалась разориентированная ячеистая структура, дающая в режиме микродифракции «кольцевые» электронограммы, наблюдали интенсивное порообразование, зарождение микротрещин. Во всех исследованных материалах прослойки второй фазы, ориентация которых оказалась перпендикулярной направлению движения фронта ударной волны, подвергались изгибу и дроблению. Такие процессы наиболее интенсивно развивались на глубине 2/3 от верхней кромки по толщине испытываемых образцов, вблизи границ зерен, особенно с повышением скорости ударного нагружения. В титановых сплавах прослойки  $\beta$ - твердого раствора полностью растворялись в результате  $\beta \rightarrow \alpha$ - превращения и формировался  $\alpha$ - твердый раствор пересыщенный  $\beta$ - стабилизаторами, что приводило к формированию вдоль границ раздела так называемых «белых зон» – не травящихся структур с повышенной микротвердостью и хрупкостью. Напротив, в сталях раздробленные частицы химического соединения  $\text{Fe}_3\text{C}$  не растворялись, а коагулировали. Формирование зернистого перлита вдоль границ зерен, приводило к относительному их разупрочнению, снижению эквивалентной температуры и развитию вязкого зернограничного разрушения. Вероятно, поэтому в стали 12Х18Н10Т с перлитной структурой, располагающейся в стыках границ аустенитных зерен, при температурах ударного растяжения 250...350°С отсутствовало свойственное им тепловое охрупчивание.

## О ВОЗМОЖНОСТЯХ И ВЗАИМОСВЯЗИ КИНЕТИЧЕСКОЙ И ЭНДОХРОННОЙ ТЕОРИЙ ПРОЧНОСТИ

Г.Д. Федоровский

*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия*  
[g.fed@pobox.spbu.ru](mailto:g.fed@pobox.spbu.ru)

При постоянных значениях напряжения  $\sigma$  и температуры  $T$  кинетическая теория прочности базируется на линейной в логарифмической шкале времени по напряжению и обратной температуре формуле Журкова:  $\tau = \tau(\sigma, T) = \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{kT}\right)$ , где  $\tau$  – долговечность, а  $\tau_0$ ,  $U = U_0 - \gamma\sigma$ ,  $U_0$ ,  $\gamma$  и  $k$  – физические постоянные. В аналогичных условиях по эндохронной теории (с «эндохронным», собственным, внутренним, трансформированным, приведенным, редуцированным, инвариантным, термодинамическим и т.п. «временем») рассматривается эндохронная долговечность, например, вида  $\xi_c(t_c) = g^T \cdot t_c = t_* \cdot f(\sigma)$ . Здесь  $\xi_c$ ,  $t_c$  – эндохронная и лабораторная долговечности (времена разрушения);  $t_*$  – некоторая постоянная;  $g^T$  – масштаб эндохронного (трансформированного по температуре) времени: он может быть «простым», когда  $g^T = g^T(T)$ , и «сложным» – при  $g^T = g^T(t, T)$ ;  $f(\sigma)$  – функция долговечности. Установлено, что когда  $f(\sigma)$  удовлетворяет кинетической теории, то при любой температуре «сравнения»  $T = T_*$  и  $t_* = \tau_0$  масштаб эндохронного времени является, связанным с параметрами кинетической теории зависимостью

$g^T(t_c, T) = g^T(\tau, T) = \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^{\frac{T-T_*}{T_*}}$ . Он «сложен». При  $T = T_*$   $g^T = 1$ . В случае немонотонного

процесса по напряжению и температуре при обоих подходах применяют интеграл Бейли, отражающий принцип линейного суммирования (накопления) повреждений, в форме «повреждаемости». При использовании кинетической теории:  $\omega(t) = \overline{\omega}^{\sigma, T} t = \int_0^t \frac{d\rho}{\tau(\sigma, T)} \leq 1$ ,

где  $0 \leq \omega \leq 1$  – повреждаемость, а  $\overline{\omega}$  – оператор повреждаемости. Разрушение наступает, когда повреждаемость  $\omega(t) = 1$ . По эндохронной идеологии

$$\omega(t) = \overline{\omega}^{\sigma, \xi^T} t = \int_0^{\xi^T} \frac{d\xi}{\xi_c^T(\sigma)} = \int_0^t \frac{G^T[\rho, T(\rho)] d\xi}{\xi_c^T(\sigma)} \leq 1.$$

Здесь  $\xi^T(t) = \int_0^t G^T[\eta, T(\eta)] d\eta$ ,  $G^T[\eta, T(\eta)] = \frac{\partial g^T[\eta, T(\eta)]}{\partial \eta} \eta + g^T[\eta, T(\eta)]$ . Кинетическая

теория имеет важнейшее фундаментальное значение для понимания физических процессов в материалах, связанных с термофлуктуационной природой разрушения твердых тел. Однако, возможности эндохронного подхода шире. По существу, эндохронная теория является обобщающей модификацией кинетической. Так, в случае невыполнения линейной суперпозиции повреждений, нелинейность можно учесть путем модификации эндохронного времени, введением зависимости его масштаба от напряжения в виде функции или функционала, непрерывно в ходе процесса отражающего поведение структуры среды при деформировании.

## ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И УПРОЧНЕНИЕ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Квят О.В\*, Филатова О.Е.\*, Сивка Е\*\*

\* *Московский Институт Стали и Сплавов, Москва, Россия,*

[vgp@tmo.misis.ru](mailto:vgp@tmo.misis.ru)

\*\* *Ченстоховский Технический Университет, Польша*

Целью настоящей работы было изучить сопротивление горячей деформации и влияние деформационной структуры на конечную структуру и прочность закаленных высокохромистых, легированных азотом (0,11%) и молибденом мартенситных сталей для выдачи рекомендаций по выбору режимов термической и термомеханической обработки таких сталей.

В результате испытаний были получены диаграммы горячей деформации (ДГД), которые могут быть использованы для оценки сопротивления горячей деформации в широком интервале температур (800-1200 °С) и скоростей ( $10^{-2} \div 10 \text{ с}^{-1}$ ), то есть в условиях, близких к условиям ползучести и обычным для обработки металлов давлением и термомеханической обработки.

Построены карты максимальных напряжений  $\sigma_{\max}$  при горячей деформации и твердости после ВТМО сталей X9M, X11+N и X11M+N, которые могут быть использованы для выбора режимов горячей деформации и ТМО.

Легирование хромистой стали азотом повышает сопротивление горячей деформации во всем исследованном интервале температур и скоростей деформации. Кроме того, легирование азотом приводит к немонотонному влиянию температуры и скорости деформации на сопротивление деформации за счет эффектов деформационного старения. Дополнительное легирование стали X11+N молибденом (1,41 %) повышает сопротивление горячей деформации, тормозит процессы выделения и роста нитридов и карбонитридов и расширяет допустимый интервал температур горячей деформации в цикле ТМО, обеспечивающей получение высокопрочного состояния после закалки.

Протекание фазовых превращений (процессов старения и аустенитно-ферритного превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$  в ходе горячей деформации азотсодержащих сталей с 11% Cr ведет к снижению деформирующих напряжений, появлению максимума на диаграммах горячей деформации и снижению уровня прочности и коррозионной стойкости после закалки.

Судя по изменению периода решетки, в сталях X11+N и X11M+N при 900 °С начинается старение, интенсивно проходит при 800 °С (особенно для стали X11M+N), кроме того этот эффект усиливается с ростом скорости деформации.

Построены карты твердости сталей. Эти карты позволяют выбрать режимы деформации при термомеханической обработке, обеспечивающие требуемый уровень прочности (твердости). По достигаемым максимальным уровням твердости располагаются в порядке убывания твердости следующим образом X11M+N, X9M, X11+N.

Деформация азотсодержащих сталей при весьма высоких температурах (>1100°С) нежелательна из-за роста зерна и дезазотации стали.

## ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, ПОДВЕРГНУТЫХ НТМО С ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННЫМ НАГРЕВОМ

С.Д.Прокошкин, И.Ю.Хмелевская, В.Браиловский<sup>1</sup>, В.Ю.Турилина,  
А.В.Коротицкий, К.Э.Инакян

*Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия*

[prokoshkin@tmo.misis.ru](mailto:prokoshkin@tmo.misis.ru)

*\*Высшая технологическая школа, Монреаль, Канада*

Методами рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) исследовали влияние низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) и последеформационного нагрева (ПДН) на структуру и функциональные свойства сплавов Ti-50.0ат.%Ni и Ti-50.7ат.%Ni с памятью формы. НТМО проводили прокаткой с обжатием 25% при комнатной температуре (деформация мартенсита, НТМО<sub>М</sub>) и при температуре ≈300°C (деформация стабильного аустенита, НТМО<sub>А</sub>).

Процессы разупрочнения при нагреве СПФ Ti-Ni (возврат, полигонизация, рекристаллизация) после НТМО<sub>М</sub> развиваются на 50-100 °С раньше, чем после НТМО<sub>А</sub>, а образующиеся при полигонизации субзерна значительно мельче. Это обусловлено большей накопленной энергии деформации.

Увеличение остаточного деформационного наклепа при понижении температуры ПДН снижает мартенситные точки СПФ Ti-Ni и стабилизирует их при свободном термоциклировании через интервал мартенситных превращений. В сплаве Ti-50.0%Ni это способствует переходу к схеме превращений через промежуточную R-фазу, которая не наблюдается в закаленных образцах. Усиление обособления R-превращения в сплаве Ti-50.7.%Ni наблюдали при температурах интенсивного деформационного старения (450-500°C).

Исследование характеристик формовосстановления сплава Ti-50.0%Ni показало, что в случае НТМО<sub>М</sub> с ПДН при 700°C (рекристаллизованный аустенит) и 500°C (полигонизованный аустенит) полностью обратимая деформация не превышает 2 и 2,5% соответственно. ПДН при 400°C (субструктура частично возврата, переход к полигонизации) резко увеличивает полностью обратимую деформацию – до 7%. В сплаве Ti-50.7%Ni в случае НТМО<sub>М</sub> с ПДН при 700°C и последующим старением при 450°C полностью обратимая деформация не превышает 6%, а после НТМО ПДН при 450°C и 500°C – 8%. Такая закономерность обусловлена большей разностью между фазовым и дислокационным пределами текучести в состоянии субструктурного упрочнения по сравнению с рекристаллизованным аустенитом.

Обработка эквивалентного сплава по схеме НТМО<sub>М</sub>+ПДН при 450°C, не снижая склонности к образованию мартенсита напряжений, несмотря на гораздо большее общее упрочнение, повышает критическое и среднее напряжения сверхупругого возврата и расширяет температурный интервал проявления сверхупругости почти в 1,5 раза (на 15°C) по сравнению с закалкой.



## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Ni, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

И.Ю. Хмелевская<sup>1</sup>, С.Д. Прокошкин<sup>1</sup>, С.В. Добаткин<sup>1</sup>, В.В. Столяров<sup>2</sup>,  
И.Б. Трубицына<sup>1</sup>, Е.А. Прокофьев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия

[khmel@tmo.misis.ru](mailto:khmel@tmo.misis.ru)

<sup>2</sup>Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия

Изучены особенности структурообразования и формирования специальных свойств сплавов на основе никелида титана (Ti-47 at. % Ni; Ti-50,0 at. % Ni; Ti-50,7 at. % Ni; Ti-47 at. % Ni-3 at. % Fe) в условиях воздействия интенсивной пластической деформации (ИПД) по схемам кручения под давлением на образцах размером  $\varnothing 10 \times 0,5$  мм и РКУ-прессования образцов размером  $\varnothing 16 \times 70$  мм. Истинная деформация после кручения под давлением на 5 оборотов составляла 5,75; после РКУ-прессования за 8 и 12 оборотов – 6,5 и 9 соответственно. ИПД кручением под давлением проводили при комнатной температуре, затем образцы нагревали в интервале 200 – 500 °С. РКУ прессование проводили на сплаве Ti-50,0 Ni при 500 (12 проходов) и 400 (8 проходов). Перед деформацией первые два сплава имели структуру В2-аустенита.

В исследованных сплавах и условиях ИПД нано- и субмикроструктурная структура была получена непосредственно в результате ИПД ( $\epsilon = 5,75$ ) либо при последеформационном нагреве. В сплавах с исходной структурой мартенсита в результате ИПД образуется аморфизированная структура с атомной координацией на основе решетки аустенита, которая при нагреве в области 400 – 500 °С кристаллизуется в наноструктуру с размером кристаллитов 10-20 нм. В сплавах с исходной структурой аустенита в результате ИПД образуется наноструктура, которая при нагреве (400-500 °С) огрубляется и переходит в субмикроструктурную структуру.

Теплым РКУ-прессованием массивной заготовки сплава Ti-50,0 % Ni при 400 °С получено переходное состояние от структуры динамической полигонизации к субмикроструктурной структуре аустенита с размером зерен 0,1-0,3 мкм. После РКУ-прессования при 500 °С получена субмикроструктурная структура с размером зерен 0,3-0,4 мкм. Плотность дислокаций в этих структурных состояниях повышенная. Механизм формирования субмикроструктурной структуры – рекристаллизационный.

Температурный интервал восстановления формы после РКУ-прессования несколько ниже и уже, чем после обычной НТМО с последеформационным нагревом, а полностью обратимая деформация на том же уровне.

*Работа выполнена при поддержке гранта Минобрнауки РФ № 003-06, 2-0642.*

## ПАРАМЕТРЫ РЕШЕТКИ МАРТЕНСИТА В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

А.В. Коротицкий<sup>1</sup>, И.Б. Трубицына<sup>1</sup>, С.Д. Прокошкин<sup>1</sup>, И.Ю. Хмелевская<sup>1</sup>,  
В. Браиловский<sup>2</sup>, С. Тюренин<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия

[prokoshkin@tmo.misis.ru](mailto:prokoshkin@tmo.misis.ru)

<sup>2</sup>Высшая технологическая школа, Монреаль, Канада

<sup>3</sup>Монреальская политехническая школа, Монреаль, Канада

Методом рентгеновской дифрактометрии исследовали сплавы Ti-(47,0-50,7)ат.% Ni после закалки, деформации на 5% (переориентация мартенсита) и 25% (пластическая деформация мартенсита), последеформационного нагрева при 400-430 °С (частичный возврат в аустените), старения при 450 °С. Рентгеновские съемки проводили в интервале температур  $-15 \div 110$  °С. параметры моноклинной решетки B19'-мартенсита определяли МНК по восьми угловым координатам максимумов линий от (110) до (032). Получены следующие результаты:

Концентрационная зависимость параметров решетки Ti-Ni B19'-мартенсита существует в заэкваторном интервале концентраций никеля. В этом интервале с ростом содержания никеля в твердом растворе параметры  $a$ ,  $c$  и  $\beta$  уменьшаются, а параметр  $b$  возрастает. Параметры решетки мартенсита в доэкваторных сплавах совпадают с соответствующими параметрами в экваторном сплаве, что и следовало ожидать, исходя из неизменности химического состава фазы TiNi в них. Старение аустенита сплава Ti-50,7 % Ni приводит к смещению параметров решетки в сторону величин, присущих экваторному сплаву, в соответствии с обеднением твердого раствора никелем. Объемы элементарных ячеек мартенсита и B2-аустенита в заэкваторном интервале с ростом концентрации никеля уменьшаются. Объемный эффект прямого мартенситного превращения, приведенный к комнатной температуре, в сплаве Ti-50,0 % Ni положительный, а в сплаве Ti-50,7 % Ni в пределах погрешности не отличается от нуля.

Температурные зависимости параметров решетки B19'-мартенсита существуют во всем исследованном интервале концентраций; при изменении температуры в интервале существования мартенсита в разных сплавах соотношение между параметрами разных сплавов сохраняется – соответствующие температурные зависимости параллельны. Интенсивное развитие обратного мартенситного превращения (ОМП) в сплаве Ti-50,0 % Ni приводит к усилению температурных зависимостей параметров решетки; в сплаве Ti-50,7 % Ni такой эффект не проявляется в связи с отсутствием сильного фазового наклепа.

Параметры решетки мартенсита, образовавшегося в сплаве Ti-50,0 % Ni из аустенита, содержащего развитую дислокационную субструктуру (упрочненного фазовым или частично сохранившимся деформационным наклепом), смещены от параметров, наблюдаемых после закалки; их температурная зависимость сохраняется.

Изменение параметров решетки B19'-мартенсита при переходе к заэкваторной концентрации никеля или к наклепанному состоянию исходного аустенита не обусловлено переходом от образования мартенсита из B2-фазы к его образованию из промежуточной R-фазы.

Параметры кристаллической решетки закаленного, переориентированного и пластически деформированного B19'- мартенситов в сплаве Ti-50,0 % Ni при комнатной температуре одинаковы.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 00-15-99083.*



## РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУР И СВОЙСТВ В ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ С НАГРЕВОМ СФОКУСИРОВАННЫМ СВЕТОМ

Капуткин Д.Е.

*Московский Государственный Институт Стали и Сплавов  
(Технологический Университет), Москва, Россия*  
[kaputkin@mail.ru](mailto:kaputkin@mail.ru)

Локальный нагрев сфокусированным светом дуговой ксеноновой лампы высокой мощности позволяет получать на поверхности металлических образцов температуру выше 1200<sup>0</sup>С. Это дает возможность проводить локальную термическую обработку инструментальных сталей. Для выбора оптимальных режимов термообработки на основании непосредственных измерений температуры были построены карты температурных полей внутри сталей У11 и Р6М5 при световом нагреве на установке УРАН-1.

Проведены исследования распределения структуры и свойств сталей по глубине.

Максимальное количество остаточного аустенита и отсутствие карбидов в стали Р6М5 после закалки в масло имело место после оплавления поверхности. Двукратный печной отпуск после такой закалки обеспечивает уровень твердости на поверхности не ниже 64 НРС, причем наибольшее значение твердости наблюдается в зонах, нагретых до предплавиельных температур. Красностойкость стали Р6М5 после такой обработки соответствовала стандарту.

## ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ КРАЕВОЙ ЗАДАЧИ МЕХАНИКИ ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ СО СЛОЖНЫМИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Какулия Ю.Б., Шарыгин А.М.

*Московский государственный социальный университет, филиал в г. Анапа,  
Анапа, Россия*  
[kakuliyay@mail.ru](mailto:kakuliyay@mail.ru)

Широкий спектр уникальных свойств, которые при силовых, температурных и некоторых других воздействиях демонстрируют многие металлы и сплавы, позволяет находить для таких материалов все новые области применения. В связи с этим актуальной стала проблема создания инженерных методов расчета напряжений и деформаций в материалах со сложными функциональными свойствами, поведение которых наиболее полно и точно описывает структурно-аналитическая теория прочности. Одним из продуктивных направлений в решении данной задачи может стать численный метод, в основу которого положен метод конечных элементов, а для вычисления деформаций (за исключением упругой и температурной) привлечены уравнения структурно-аналитической теории. Практическая реализация этой концепции выполнена по следующей схеме. Вычисления проводятся пошаговым методом: изменения температуры и нагрузки осуществляются с малым, наперед заданным шагом. На каждом шаге в нулевом приближении задача решается в упругой постановке. Затем добавляются деформации, обусловленные мартенситными реакциями, активной пластичностью и т.д., вычисленные методами структурно-аналитической теории прочности, и проводится корректировка компонент напряженно-деформированного состояния методом последовательных приближений.

В соответствии с изложенной схемой разработаны алгоритмы для двумерных краевых задач, в которых учитывали упругую, температурную, фазовую (для превращений первого рода) деформации и деформацию активной пластичности. Температурно-силовое воздействие на исследуемый объект предусматривает возможность как одновременного, так и последовательного изменения нагрузки и температуры. Для проверки работоспособности разработанной компьютерной программы рассчитаны поля напряжений и перемещений: в пластинах постоянной толщины, растянутой и изогнутой нагрузками, приложенными на торцах в плоскости пластины, и в толстостенной трубе, нагруженной внутренним давлением. Результаты дают полную картину эволюции напряжений и перемещений на различных стадиях температурно-силового воздействия на исследуемую расчетную модель.

## **ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭПФ, СИНТЕЗИРОВАННЫЕ СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ РАСПЛАВА**

В.Г. Пушин, Т.Э. Кунцевич, Н.Н. Куранова, Л.И. Юрченко

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*

[pushin@imp.uran.ru](mailto:pushin@imp.uran.ru)

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии, измерений электросопротивления, прочностных и пластических свойств, изучены быстрозакаленные сплавы Ti-Ni нестехиометрического состава (40-60 ат.%),  $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$  ( $0 \leq x \leq 40$ ),  $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$  и  $Ti_{50}Ni_{50-x}Co_x$  ( $0 \leq x \leq 15$ ), полученные методом спиннингования струи расплава, в исходном состоянии и после отпуска. Сплавы характеризуются высокими прочностью, пластичностью, стойкостью к коррозии и циклическим воздействиям. Сплавы с избыточным содержанием Ti (55-60 ат.%) удалось получить в аморфном состоянии, а с избыточным содержанием Ni – в аморфно-кристаллическом. В сплавах с повышенной концентрацией Ti последующий кристаллизационный отжиг привел к получению нанокристаллической нанокомпозитной структуры зерен B2-фазы и частиц  $Ti_2Ni$ . В сплавах с повышенной концентрацией никеля при отжиге может быть создана нанокристаллическая структура смеси фаз B2-Ti-Ni,  $Ti_2Ni_3$  и  $Ti_3Ni_4$ . Установлено, что мартенситное превращение в сплавах Ti-Ni с повышенным содержанием никеля протекает по схеме B2-R или B2-R-B19', в сплавах с повышенным содержанием титана по схеме B2-B19' и характеризуется узким температурным гистерезисом всех измеренных нами свойств. Методом БЗР возможно аморфизировать и сплавы TiNiCu (Cu  $\geq$  25 ат.%). В отличие от распадающихся сплавов Ti-Ni нестехиометрического состава и тройных квазибинарных сплавов TiNiCu (Cu  $\geq$  25 ат.%), сплавы систем Ti-Ni-Fe и Ti-Ni-Co, а также TiNiCu (Cu < 25 ат.%) обладают неограниченной растворимостью всех компонентов и представляют собой однородные твердые растворы. Данные сплавы не удалось синтезировать в аморфном и нанокристаллическом состояниях даже при предельных скоростях охлаждения расплава. Минимальные средние размеры зерен в них составляют 0,2-0,3 мкм. Если в B2 зернах сплавов на основе TiNi наномерного масштаба термупругие мартенситные переходы происходят по механизму “монокристалл-монокристалл”, то в больших, ультрадисперсных или субмикронных по масштабу зернах механизм мартенситных переходов и соответственно морфология мартенсита иные: образуются монопакеты тонких попарнодвойникованных кристаллов.

## СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

В.Г. Пушин<sup>1</sup>, В.В. Столяров<sup>2</sup>, Р.З. Валиев<sup>2</sup>, Н.И. Коуров<sup>1</sup>,  
Н.Н. Куранова<sup>1</sup>, Е.А. Прокофьев<sup>2</sup>, Л.И. Юрченко<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*  
[pushin@imp.uran.ru](mailto:pushin@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>*Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,*  
[RZValiev@mail.rb.ru](mailto:RZValiev@mail.rb.ru)

Впервые реализована на сплавах никелида титана интенсивная пластическая деформация методом равноканального углового прессования (РКУП). Образцы для РКУП представляли собой цилиндры диаметром 20 мм и длиной 100 мм. РКУП осуществляли за 5 – 12 проходов при температурах 500, 400, 350°С. исследования сплава  $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$  выполняли методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции, измерений электросопротивления, магнитной восприимчивости, механических свойств.

Обнаружено, что сплавы после РКУП приобретают высокопрочное наноструктурное состояние со средним размером зерна 200 – 300 нм, что более чем в 200 раз меньше средних размеров зерна в исходном, до РКУП, сплаве. Сплав после РКУП испытывает те же термоупругие мартенситные превращения  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ , но при несколько меньших температурах, что сопровождается такими же эффектами памяти формы. В экспериментах *in situ* установлены специфические особенности микроструктуры и механизмов мартенситных переходов в данных материалах.

## ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТРОЙНЫХ СПЛАВАХ TiNiMn С ЭПФ

В.Г. Пушин, Л.И. Юрченко, К.А. Юрченко, Н.И. Коуров

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,  
[pushin@imp.uran.ru](mailto:pushin@imp.uran.ru)*

В работе впервые изучены предпереходные явления и фазовые превращения в В2-сплавах системы Ti-Ni-Mn методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурной дифрактометрии  $\theta/2\theta$ , измерений электросопротивления и магнитной восприимчивости. Установлено, что в предпереходном состоянии в сплавах при их охлаждении или нагреве от некоторых температур за 100-150°C выше мартенситной точки  $M_s$  или ниже  $A_s$  имеет место аномальное и полностью обратимое отклонение температурного хода интегральных и максимальных интенсивностей рентгеновских отражений от линейного, обусловленное снижением устойчивости их решетки к смещениям атомов. Электронно-микроскопически наблюдался твидовый дифракционный контраст деформационного происхождения, а электронографически были видны эффекты диффузного рассеяния в виде тяжей, диффузных пятен и "острых" сателлитов вблизи рефлексов и между ними.

В данных сплавах могут происходить термоупругие мартенситные переходы  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$  или  $B2 \leftrightarrow R$ . Исследования микроструктуры показали, что R-мартенсит в тройных сплавах характеризуется пакетной морфологией ультрадисперсных двойникованных кристаллов с габитусом типа  $\{101\}_{B2}$ . Микроструктура B19'-мартенсита имеет типичную для сплавов никелида титана пакетную морфологию и ориентационные соотношения; присутствуют микродвойники I типа  $(11\bar{1})$  и II типа  $\langle 110 \rangle$ , а также двойники и дефекты упаковки по (001) B2-фазы. Построены полные диаграммы мартенситных прямых и обратных превращений, определены температурно-концентрационные зависимости параметров кристаллических решеток мартенситов R и B19'. Показано, что легирование марганцем приводит к стабилизации B2 аустенита и снижению критических температур мартенситных превращений. В сплавах с определенной концентрацией марганца может быть реализован единственный  $B2 \leftrightarrow R$  переход.

## СТРУКТУРНЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi, ПОДВЕРГНУТОМ МНОГОКРАТНОМУ РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

В.Г. Пушин<sup>1</sup>, В.В. Столяров<sup>2</sup>, Р.З. Валиев<sup>2</sup>, Э.З. Валиев<sup>1</sup>, Н.И. Коуров<sup>1</sup>,  
Н.Н. Куранова<sup>1</sup>, Е.А. Прокофьев<sup>2</sup>, Л.И. Юрченко<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*  
[pushin@imp.uran.ru](mailto:pushin@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>*Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,*  
[RZValiev@mail.rb.ru](mailto:RZValiev@mail.rb.ru)

Представлены результаты исследований сплавов на основе никелида титана, бинарных и легированных железом или медью, подвергнутых интенсивной пластической деформации многократным кручением (ИПДК) под высоким давлением (7,6 ГПа) при комнатной температуре. Обнаружено явление аморфизации данных сплавов при ИПДК, что позволяет при их последующем низкотемпературном отпуске, начиная от температур 200°С, реализовать в сплавах процесс нанокристаллизации и достигнуть высокопрочного состояния (предел прочности до 3 ГПа). Исследованы термостабильность наноструктурных сплавов на основе никелида титана, подвергнутых ИПДК, влияние степени деформации (числа оборотов кручением), химического состава сплавов на исходную структуру и процесс нанокристаллизации. Полученные данные сопоставлены с результатами изучения нанокристаллизации в аморфных сплавах никелида титана, синтезированных сверхбыстрой закалкой расплава.

In situ исследования выполнены методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгенодифрактометрии, нейтронографии, дифференциальной сканирующей калориметрии, измерений электросопротивления и магнитной восприимчивости. Аттестованы механические свойства сплавов, подвергнутых ИПДК.

## ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И СТРУКТУРА ТРОЙНЫХ В2-СПЛАВОВ NiMnAl И NiMnTi

В.Г. Пушин, Л.И. Юрченко, К.А. Юрченко

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,  
[pushin@imp.uran.ru](mailto:pushin@imp.uran.ru)*

Были изучены микроструктура и фазовые превращения в В2-интерметаллических сплавах систем NiAl, NiMnAl, NiMnTi и NiTiMn методами просвечивающей электронной микроскопии, дифракции электронов и рентгеновских лучей и оптической металлографии в широком интервале температур.

Были исследованы эволюция исходной кристаллической микроструктуры от устойчивого В2 состояния к неустойчивому предпереходному В2 состоянию, а затем мартенситные превращения В2→3R (в сплавах NiAl и NiMn), В2→7R→3R (в сплавах NiAl, NiMnAl и NiMnTi), В2→NR+3R (в сплавах NiMnAl и NiMnTi) и В2→R→В19' (в сплавах NiTiMn).

В этих сплавах упругие свойства имеют аномальную температурную зависимость в предмартенситной области температур и составов. Предмартенситное размягчение В2-кристаллической решетки в них сопровождается увеличением динамических, а затем статических смещений атомов к типу мартенситных фаз. Атомные смещения увеличиваются при приближении к температурам  $M_s$  или  $A_s$ . Они формируют наноструктуры ближнего порядка смещений (БПС) и промежуточных структур сдвига (ПСС) и визуализируются диффузным рассеянием электронно-микроскопического контраста на электронно-микроскопическом изображении и аномальным поведением интенсивности рентгеновских дифракционных рефлексов.

Детально исследованы микроструктура и морфология мартенситных фаз в этих сплавах. Были построены диаграммы мартенситных превращений в Ni-Al, NiMn-NiAl, NiMn-NiTi и NiTi-MnTi системах. Определена полная последовательность структурных и мартенситных превращений В2→БПС→ПСС→NR→3R. Отличительной особенностью этих сплавов является их ультрамикроструктурная мартенситная субструктура.

## МАРТЕНСИТНЫЕ ПЕРЕХОДЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В ЦГК ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Ермолаев Г.Н., Глебов В.А.

*Институт Физики Высоких Давлений РАН, Троицк, Московская обл., Россия*  
[ermolaevg@hppi.troitsk.ru](mailto:ermolaevg@hppi.troitsk.ru)

Измерены давления, при которых начинается В1-В2 мартенситное превращение в условиях осевой деформации под давлением и при чистой гидростатике на кристаллах RbCl, RbBr, RbI, а также KCl и KBr. Выявлена связь чисто гидростатического давления, при котором стимулируется В1-В2 превращение с упругой анизотропией и с энергией внешних электронов в составе твердого тела. Исследования барических зависимостей напряжений предела текучести на кристаллах RbBr и KBr указывают на переход от линейной к нелинейной их зависимости от  $P$  в предпереходной области.

Показано, что давление, при котором имеет место В1-В2 превращение, существенно падает при осевой деформации под давлением. Полученные данные свидетельствуют о потере устойчивости кристаллической решетки в предмартенситном состоянии при высоких давлениях.



## ПРИВОДНЫЕ УСТРОЙСТВА НА СПЛАВАХ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

И.Э.Вяххи, С.А.Пульнев\*, А.И.Прядко, А.В.Рогов, К.В.Бетехтин\*

*Санкт - Петербургский государственный политехнический университет,  
Санкт-Петербург, Россия,  
[vahhi@ftim.spbstu.ru](mailto:vahhi@ftim.spbstu.ru)*

*\*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт -Петербург,  
Россия*

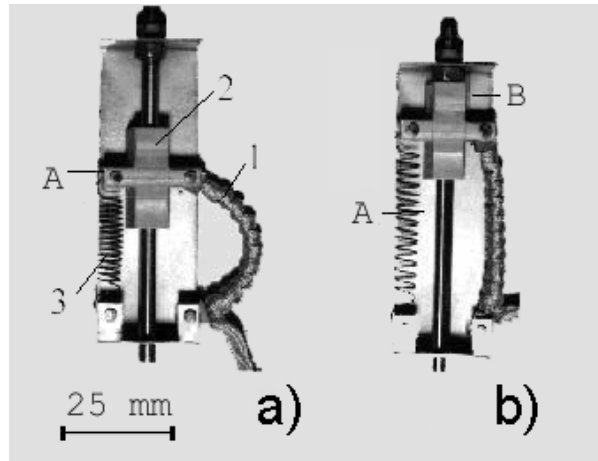
В работе рассмотрены принципы работы линейных и вращательных приводных устройств на основе силовых элементов из материалов с эффектом памяти формы. Предложена структура таких приводов. Так, простейший привод многократного действия состоит из силового элемента, совершающего движение вследствие восстановления формы при нагреве и генерирующего силу; возвратного элемента, осуществляющего принудительное изменение формы при охлаждении силового элемента; и передаточного механизма, осуществляющего преобразование движения силового элемента в перемещение или угол поворота выходного звена соответственно линейного или вращательного привода. Силовой элемент может быть выполнен, например, в виде пружины или стержня из сплава с эффектом памяти формы. Возвратным элементом может служить стальная пружина или другой силовой элемент из материала с эффектом памяти формы. Для контроля состояния (температура, перемещение и усилие) элементов привода возможно применение датчиков температуры, перемещения, усилия, концевые выключатели и т.д.

Рассмотрены конструктивные схемы линейных и вращательных приводов. Описана работа одностороннего привода, который совершает полезную механическую работу при движении в одном направлении и осуществляет возврат выходного звена в исходное положение в холостом режиме без совершения полезной, механической работы, и двухстороннего привода, совершающего полезную механическую работу при движении в двух направлениях.

Рассмотрена математическая модель изгибного силового элемента, которая представляет собой замкнутую систему уравнений связывающих между собой рабочий ход  $X$  и генерируемую силу  $F$ . В качестве примера, приведена модель изгибного силового элемента в форме стержня диаметром  $d$  и длиной  $l$  с величиной обратимой деформации  $\varepsilon_0$ . Численное решение этой системы уравнений позволяет получить зависимость генерируемого силовым элементом усилия от его рабочего хода  $F = F(X)$ .

Рассмотрен вопрос управляемости привода, то есть возможности позиционирования его выходного звена в заданном положении. Управление приводом основано на взаимосвязи деформации, развиваемого усилия и температуры силового элемента. При этом регулируемым параметром является температура силового элемента, а контролируется перемещение одновременно с генерируемым усилием.

На рисунке показан прототип линейного, одностороннего привода. Этот циклический привод работает следующим образом. На первой фазе термомеханического цикла (нагревании) силовой элемент (1) разгибается и перемещает выходное звено (2) из положения «А» в положение «В». На второй фазе (охлаждении) пружина (3) изгибает силовой элемент и тем самым возвращает выходное звено в исходное положение «А». Такой привод способен развивать полезное усилие  $F$  только при перемещении выходного звена  $X$  из положения «А» в положение «В».



В работе приведены примеры других различных устройств, в которых используются приводы и силовые элементы из материалов с эффектом памяти формы.

## НЕКОТОРЫЕ ПРОБЛЕМЫ В РАБОТЕ СИЛОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С ЭПФ

Вьюненко Ю.Н.

*Научно-техническая фирма «Вольта», Санкт-Петербург, Россия,  
[vyunenko@yandex.ru](mailto:vyunenko@yandex.ru)*

По своему функциональному назначению элементы конструкций с ЭПФ можно разделить на две группы. К первой группе относятся детали и узлы, обеспечивающие перемещение, ко второй – отвечающие за генерацию усилий. Повышать соответствующие характеристики механизмов можно за счет замены единичных элементов их комплексами (системами элементов). Для первой группы характерно последовательное соединение элементов в комплексе, для второй – параллельное. Так как последовательное соединение элементов приводит к образованию протяженных упругих конструкций, то одной из актуальных для них является проблема устойчивости. Опыт эксплуатации систем параллельно собранных стимуляторов силового воздействия на первый план выдвигает проблему синхронности их срабатывания. В работе предложена конструкция, в которой реализуется один из путей решения указанной проблемы. Однако, в процессе ее испытаний замечены два варианта искажения первоначальной формы при термоциклировании с переходом интервала температур превращения. Форма искажений зависит от конструктивных особенностей и величины нагрузки.

Таким образом, защита от повреждения механизмов с ЭПФ многократного срабатывания требует наличия в конструкции предохранителей, ограничивающих силовую нагрузку на соответствующие детали.

## ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Беляев С.П., Волков А.Е., Евард М.Е., Лескина М.Л., Смертина М.В.

*Санкт-Петербургский гос. университет, Санкт-Петербург, Россия*  
[spb@smel.math.spbu.ru](mailto:spb@smel.math.spbu.ru)

Пластическая деформация всегда присутствует в процессах изготовления деталей и полуфабрикатов из материалов с эффектом памяти формы и оказывает влияние на их функциональные свойства. Это влияние связывают, во-первых, с возникновением внутренних напряжений, оказывающих ориентирующие действие на микросдвиги в процессе превращения, и, во-вторых, с увеличением плотности дефектов кристаллической решетки (дислокаций), которые увеличивают эффективную "силу трения" при движении межфазных границ и, тем самым, изменяют кинетику превращения. Обычно в исследованиях эти два фактора не разделяются, и их действие оказывается совместным. Представляется возможным исключить возникновение внутренних ориентированных напряжений путем пластического деформирования материала в симметричном цикле с изменением знака напряжений. При этом все наблюдаемые явления будут связаны лишь с нарастанием плотности дислокаций при пластической деформации.

Исследовали эквиатомный сплав TiNi. Характеристические температуры превращений, величины эффектов пластичности превращения, памяти формы и обратимой памяти формы определяли с помощью стандартной процедуры: охлаждение через интервал прямого превращения при крутящем напряжении 20 МПа, разгрузка, нагревание через интервал обратного превращения и дополнительный термоцикл в разгруженном состоянии. Пластическое деформирование производили при 600 К, осуществляя один или несколько механических циклов в жестком режиме с фиксированной амплитудой знакопеременной деформации  $\pm \gamma_a$ . Пластическую деформацию за цикл считали равной удвоенной ширине механического гистерезиса.

В результате получены зависимости температур превращений, величин эффекта памяти формы и обратимой памяти формы от величины пластической деформации. Установлено, что вплоть до значения сдвиговой деформации 90% не выявляется выраженного тренда ни одной из перечисленных характеристик. Однако если образец, пластически деформированный на 90%, теперь подвергнуть деформированию в цикле с несимметричной деформацией, то резко изменится как температурная кинетика превращения, так и величины эффектов, связанных с обратимой деформацией. Таким образом, из экспериментов следует, что основным фактором, оказывающим влияние на функциональные характеристики никелида титана, являются ориентированные внутренние напряжения. Изменение плотности дефектов решетки не сопровождается изменением кинетики превращения и механических эффектов обратимости деформации.

Выполнено компьютерное моделирование механического поведения сплава TiNi с помощью структурно-аналитической теории. Теория дополнена уравнениями, описывающими возможность возникновения внутренних напряжений из-за несовместной деформации соседних зерен поликристалла. Результаты расчетов хорошо совпадают с экспериментом.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, гранты 01-01-00216, 00-15-96023 и 00-15-96027.*

## СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАНОСТРУКТУРНОГО АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ РКУ ПРЕССОВАНИЯ

М.М. Мышляев<sup>1,2</sup>, А.А. Мазилкин<sup>1</sup>, М.М. Камалов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка, Россия*

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

[myshlyae@issp.ac.ru](mailto:myshlyae@issp.ac.ru)

Исследовались структура и фазовый состав сплава Al – 5.5% Mg – 2.2%Li – 0.12%Zr после воздействия интенсивной пластической деформации посредством РКУ прессования. Материал испытывался при одноосном растяжении с постоянной скоростью (0.5 и 50 мм/мин) при температуре  $T = 543$  К. Во время испытаний образцы демонстрировали сверхпластическое течение; наибольшее удлинение составляло 1900%. Структуру сплава изучали методами просвечивающей электронной микроскопии, проводили также рентгеновский дифракционный анализ.

Показано, что после РКУ прессования средний размер зерна составлял ~2мкм. Зерна равноосны и характеризуются развитой субструктурой: в них присутствуют отдельные дислокации, дислокационные сплетения, а также субзерна, разделенные довольно регулярными субграницами. В структуре наблюдаются выделения S-фазы ( $Al_2LiMg$ ) и  $\delta'$ -фазы ( $Al_3Li$ ). S-фаза располагается в виде выделений как по границам, так и внутри зерен.

Изучена структура и проведен детальный анализ типа дислокаций субграниц как в исходном состоянии, так и после сверхпластической деформации. Показано, что эти субграницы весьма неравновесны. Выполнены *in-situ* эксперименты по нагреву образцов сплава для изучения фазового состояния сплава при температуре испытаний.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 01-02-16505 и № 02-02-96413 Урал).*

## СТРУКТУРА И УПРОЧНЕНИЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Ложников Ю.И., Филимонова Н.И.

*Московский государственный институт стали и сплавов, Москва, Россия*

[Lojnikov@hotbox.ru](mailto:Lojnikov@hotbox.ru)

Исследовано изменение зёрновой структуры и упрочнение исходно литых и горячедеформированных аустенитных азотсодержащих легированных сталей 20X20AG17, 12X17Г9АН4, 55X20Г9АН4 и 09X16H25M6AФ при горячей (с деформацией на 50 и 80 %) и холодной (с деформацией на 20 и 40 %) прокатке.

Показано, что при холодной и горячей прокатке исходно литой стали 20X20AG17 с обжатием поперек осей явно выраженных первичных дендритов наблюдается неоднородное в макромасштабе течение металла: сначала (до деформации 20 %) происходит их разворот вдоль направления прокатки, а затем (при деформации 20 - 40 %) увеличение расстояния между осями дендритов. Это может быть использовано для получения регулируемого композиционного состояния металлопродукции. Состав, макроструктура и возможность протекания фазовых превращений влияют на технологические характеристики механического поведения сталей, в частности на относительное уширение полосы при прокатке.

Достижимый при горячей и холодной прокатке метастабильных аустенитных сталей уровень твердости тем выше, чем выше суммарное содержание углерода и азота (C+N) и сумма легирующих элементов в стали. Исключение составляет сталь 20X20AG17, где при ХД идёт мартенситное превращение и упрочнение при одинаковых степенях деформации ниже, чем в стабильных аустенитных сталях. Наибольшим деформационным упрочнением при ХД обладает сложнолегируемая мелкозернистая сталь 09X16H25M6AФ.

## УСТРОЙСТВО ДЛЯ КЛИПИРОВАНИЯ СОСУДОВ И ФИКСИРОВАНИЯ МЯГКИХ ТКАНЕЙ

Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>, Ипаткин Р.В.<sup>2</sup>,  
Турилина В.Ю.<sup>1</sup>

1. *Московский государственный институт стали и сплавов, Москва, Россия*  
[ryklina@tmo.misis.ru](mailto:ryklina@tmo.misis.ru)
2. *Центральная клиническая больница МПС им. Семашко*

Разработано устройство для клипирования мягкоэластичных трубчатых структур (например, сосудов) и фиксации тканей, которое позволяет осуществлять наложение клипсы на структуру с одновременным прошиванием ткани, значительно облегчив при этом работу хирурга и сократив время проведения операции.

Действие устройства основано на однократном и обратимом эффекте памяти формы. Перед наложением клипсы на структуру ее деформируют при температуре ниже температуры имплантации для придания ей формы, удобной для установки, прошивают заостренным концом клипсы ткань в области структуры и устанавливают на ней, обеспечивая перекрытие просвета структуры.

Бранши клипсы, установленной на структуре, самопроизвольно смыкаются при температуре тела пациента или при подведении внешнего источника тепла, обеспечивая надежное пережатие структуры.

Наложённая клипса может быть извлечена при температуре ниже температуры имплантации за счет частичного восстановления разомкнутой формы, заданной ей при деформации перед наложением на структуру, без повреждения клипированной ткани.



## ЗАКОНОМЕРНОСТИ СУБСТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г.

*Московский инженерно-физический институт (Государственный университет), Москва, Россия*  
[perl@phm.mephi.ru](mailto:perl@phm.mephi.ru)

Использование новых методов рентгеновской дифрактометрии позволило выявить основные закономерности развития субструктурной неоднородности в металлических материалах при их пластической деформации. Развитие субструктуры и кристаллографической текстуры материала обусловлено действием одних и тех же механизмов пластической деформации, так что субструктурная неоднородность материала оказывается связанной с его текстурой. Показано, что эффективная систематизация субструктурных неоднородностей материала требует обязательного учета его текстуры и кристаллографической ориентации зерен, обнаруживающих те или иные субструктурные особенности.

Недавно разработанный метод Обобщенных Полюсных Фигур (ОПФ) включает регистрацию профиля рентгеновской линии при всех последовательных положениях образца в процессе съемки его текстуры и построение распределений  $I_{hkl}(\psi, \varphi)$ ,  $\beta_{hkl}(\psi, \varphi)$ ,  $2\theta_{hkl}(\psi, \varphi)$ , где  $I_{hkl}$ ,  $\beta_{hkl}$ ,  $2\theta_{hkl}$  – интегральная интенсивность, физическая полуширина и угловое положение рентгеновской линии (hkl), соответственно, а  $(\psi, \varphi)$  – координаты отражающих плоскостей {hkl}. ОПФ  $\beta_{hkl}(\psi, \varphi)$  описывает субструктурную неоднородность образца в ориентационном пространстве, а ОПФ  $2\theta_{hkl}$  – анизотропию упругой остаточной деформации решетки зерен исследуемого образца.

Для большого числа прокатанных металлических материалов, обладающих развитой текстурой, в результате анализа ОПФ были установлены следующие основные закономерности субструктурной неоднородности:

(1) Структура деформированного металла включает предельно широкий спектр различных субструктурных состояний.

(2) Кристаллографическая ориентация зерен является наиболее эффективным критерием систематизации субструктурных неоднородностей в текстурованных материалах.

(3) Субструктурное состояние зерен определяется их положением в ориентационном пространстве по отношению к текстурным максимумам и минимумам. Наиболее совершенна структура зерен, соответствующих по своей ориентации текстурным максимумам, тогда как по мере перехода к текстурным минимумам раздробленность зерен и искаженность их кристаллической решетки усиливаются до предельной степени.

(4) Существуют систематические субструктурные различия между кристаллитами главных текстурных компонент.

(5) Распределение упругой деформации решетки в ориентационном пространстве образца имеет перекрестный характер, выражающийся в чередовании квадрантов с преобладанием упругого растяжения и упругого сжатия, что обеспечивает равновесие микронапряжений относительно плоскостей симметрии деформационной схемы при прокатке.

Объяснение обнаруженной субструктурной неоднородности основывается на моделях текстурообразования и использует понятие устойчивости ориентации.

## ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА АНИЗОТРОПИИ ПРОЧНОСТИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ХРУПКОМ СОСТОЯНИИ

Котречко С.А., Стеценко Н.Н.

*Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова Национальной Академии  
Наук Украины, Киев, Украина*  
[shevfis@carrier.kiev.ua](mailto:shevfis@carrier.kiev.ua)

В поликристаллических металлах и сплавах *анизотропия прочности в хрупком состоянии (хрупкой прочности)* появляется в результате формирования кристаллографической текстуры после таких технологических операций как прокатка и/или волочение и оказывает существенное влияние на прочность и надежность элементов конструкций. Несмотря на это, на сегодняшний день физическая теория анизотропии хрупкой прочности металлов развита недостаточно; нет также количественной меры этого свойства металла. Часто с этой целью используют величину относительного сужения, ударную вязкость, трещиностойкость. Однако, значения этих характеристик могут изменяться на порядки при смене механизма разрушения от вязкого к хрупкому, поэтому выделить их вклад в изменение собственно анизотропии достаточно проблематично. В лучшем случае, их можно использовать в качестве индикатора наличия анизотропии. В силу этой причины, в последнее время для оценки анизотропии прочности металлов и сплавов в хрупком состоянии используется отношение значений величины локального напряжения хрупкого разрушения в вершине надреза  $\sigma_F$ , определенной в разных направлениях [1, 2]. Зависимость величины  $\sigma_F$  от направления вырезки образца обычно связывают с наличием геометрической текстуры, которая обусловлена неравноосностью зерен в деформированном металле. Однако, такая интерпретация рассматриваемого эффекта не позволяет объяснить причины анизотропии большинства конструкционных сталей, разрушение которых инициируется сколом карбидных частиц, поскольку в этом случае величина  $\sigma_F$  определяется размером карбидных частиц, т.е. не зависит от диаметра и формы зерна, и, следовательно, изменение формы и размеров зерен не должны приводить к анизотропии локального напряжения разрушения.

Согласно современным представлениям, причина хрупкого (квазихрупкого) разрушения металлов и сплавов – образование и распространение зародышевых трещин, которые образуются в металле в процессе пластической деформации. Кроме того, в процессе пластической деформации в зернах возникают ориентированные растягивающие микронапряжения, которые облегчают распространение зародышевых трещин. Уровень этих напряжений увеличивается с ростом величины предшествующей разрушению пластической деформации, что приводит к уменьшению величины напряжения хрупкого разрушения  $\langle R_f \rangle$  до минимального его значения  $R_{MC}$ , которое реализуется при критическом значении пластической деформации  $e_C$  (для железа и сталей  $e_C \approx 0.01...0.05$ ) [3].

В статистической модели хрупкого разрушения поликристаллических металлов [4] показано, что распределение ориентаций зародышевых трещин может существенно влиять на величину напряжения разрушения. Причиной этого является зависимость напряжения потери устойчивости зародышевой трещины от величины угла между плоскостью трещины и направлением приложенного напряжения. Понятно, что распределение ориентаций зародышевых трещин зависит от распределения плоскостей кристаллической решетки, в которых эти трещины

раскрываются, что, в свою очередь, определяется типом и параметрами текстуры поликристалла.

В настоящем исследовании рассматриваются элементарные процессы образования и распространения зародышевых трещин в текстурированном поликристалле. Показано, что кристаллографическая текстура приводит к неоднородному распределению ориентаций зародышевых трещин, что является основной причиной анизотропии хрупкой прочности деформированного металла. Установлено, что влияние “ориентированных” микронапряжений приводит к росту анизотропии хрупкой прочности поликристалла. Исходя из вышеизложенного, проанализировано влияние малой пластической деформации, предшествующей разрушению, на величину анизотропии напряжения разрушения металлов и сплавов.

## Литература

1. Sun, J. and Boyd, J.D. (1995). In: *Proceedings of 36<sup>th</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conference XXXII*, pp.495-501, Baltimore, MD, October 16-19.
2. Baldi, G. and Buzzichelli, G. (1978) *Metal Science*, 459.
3. Kotrechko, S.A., Meshkov, Yu.Ya., Mettus, G.S. (1995) *Phys.Metals* **14(11)**, 1205.
4. Kotrechko, S.A. (1995) *Met.Phys.Adv.Tech.* **14**, 1099.

## РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОТНОСТИ С- И А-ДИСЛОКАЦИЙ В ТРУБАХ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А.

*Московский инженерно-физический институт (Государственный университет), Москва, Россия*

[perl@phm.mephi.ru](mailto:perl@phm.mephi.ru)

Изучены распределения с- и а-дислокаций в зернах  $\alpha$ -Zr с разными кристаллографическими ориентациями в трубах из сплавов на основе Zr, содержащих 1% и 2.5% Nb. Для этого были использованы анализ профиля рентгеновской линии и новый метод построения обобщенных полюсных фигур [1]. Вычисление плотности дислокаций по рентгеновским данным исходит из общепринятой модели, согласно которой суммарная энергия дислокаций равна энергии искаженности кристаллической решетки, а расстояние между соседними дислокациями равно размеру блоков когерентного рассеяния. Оценка плотности дислокаций в трубах по обычной рентгеновской методике [2], когда анализируется субструктура зерен лишь с определенными ориентациями, не дает представительных результатов, поскольку не учитывает неоднородность распределения дислокаций в зернах с разными ориентациями. Главное преимущество использованного подхода по сравнению с обычным состоит в возможности систематического описания анизотропии дислокационного распределения. Полученные величины плотности дислокаций  $\rho_c$  и  $\rho_a$  впервые представлены как распределения в зависимости от ориентации зерен на стереографической проекции изучаемого образца трубы. Также впервые построены распределения объемных долей зерен  $v(\rho_c)$  и  $v(\rho_a)$ , характеризующихся разными величинами дислокационной плотности.

Неоднородность построенных распределений оказывается очень значительной как в прокатанных, так и в отожженных трубах. Согласно полученным данным, в изучаемых трубах плотность дислокаций варьируется в пределах нескольких порядков величины в зависимости от ориентации зерен: от  $10^{12}$  до  $10^{17}$  м<sup>-2</sup> в прокатанной трубе и до  $10^{16}$  м<sup>-2</sup> в той же трубе после ее отжига при 480°C. В результате отжига распределение  $v(\rho_c)$  сужается и почти полностью входит в интервал плотности с-дислокаций шириной в один порядок величины вместо трех порядков величины в случае прокатанной трубы. Особенности распределения дислокаций в трубах тесно связаны с их кристаллографической текстурой. Плотность с-дислокаций в зернах  $\alpha$ -Zr растет по мере отклонения базисных осей от поперечной плоскости исследуемой трубы, в то время как вблизи этой плоскости  $\rho_c$  достигает максимальных значений на угловом расстоянии 30°-35° от центра текстурного максимума.

Существует четкая корреляция между распределениями с-дислокаций  $\rho_c(\psi, \varphi)$  и остаточной упругой деформации  $\varepsilon(\psi, \varphi)$ :  $\rho_c$  увеличивается при переходе от зон упругого сжатия к зонам упругого растяжения. Распределения с- и а-дислокаций различаются долями, приходящимися на последовательные порядки величины плотности дислокаций. Распределение  $\rho_c(\psi, \varphi)$  является более протяженным, чем распределение  $\rho_a(\psi, \varphi)$ , но последнее обнаруживает более высокий максимум в пределах интервала наиболее типичных величин плотности дислокаций.

[1] Perlovich Yu., Bunge H.J., Isaenkova M.: Z. Metallkd., 2000, vol. 91 (2), pp. 149-159.

[2] Griffiths M., Winegar J.E., Mecke J.E., Holt R.A.: Adv. X-Ray Analysis, 1992, vol. 35, pp. 593-599.

## ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЕ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

\*Вьюненко Ю.Н., \*\*Вьюненко Л.Ф., Рубаник В.В, Рубаник В.В. мл.

*Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь,*

[rubanik@vstu.unibel.by](mailto:rubanik@vstu.unibel.by)

*\*НТФ «Вольта», Санкт-Петербург, Россия,*

*\*\* ГПУС, Санкт-Петербург, Россия*

В результате диссипации энергии ультразвуковых колебаний (УЗК) в материалах с термоупругими мартенситными превращениями в них за счет реализации эффекта памяти формы (ЭПФ) может происходить практически полный возврат предварительно накопленной в мартенситном состоянии деформации.

Исследования проводили на проволочных TiNi образцах диаметром от 0,3 до 3 мм и монокристалле CuAlNi диаметром 3 мм. Для возбуждения в образцах ультразвуковых колебаний использовали генератор с фиксированными частотами 22 и 44 кГц с пьезокерамическим преобразователем. Амплитуду ультразвуковых колебаний можно было менять от нуля до 25 мкм, при этом в генераторе предусмотрена автоматическая подстройка резонансной частоты в пределах  $\pm 2$  кГц. Это позволило обеспечить резонансный режим возбуждения УЗК при переходе материала из мартенситного состояния в аустенитное, в результате которого происходило сильное изменение его физико-механических свойств.

Как показали эксперименты, ультразвуковое воздействие позволяет осуществлять формовосстановление при кручении, изгибе, одноосном растяжении, т.е. при любых видах пластической деформации. При этом в отличие от нагрева в печи, или за счет пропуска электрического тока, достаточно одностороннего доступа к образцу.

Возбуждая последовательно в образце колебания разной резонансной частоты, можно добиться избирательного формовосстановления по длине образца, что может быть использовано при проектировании робототехнических захватов.

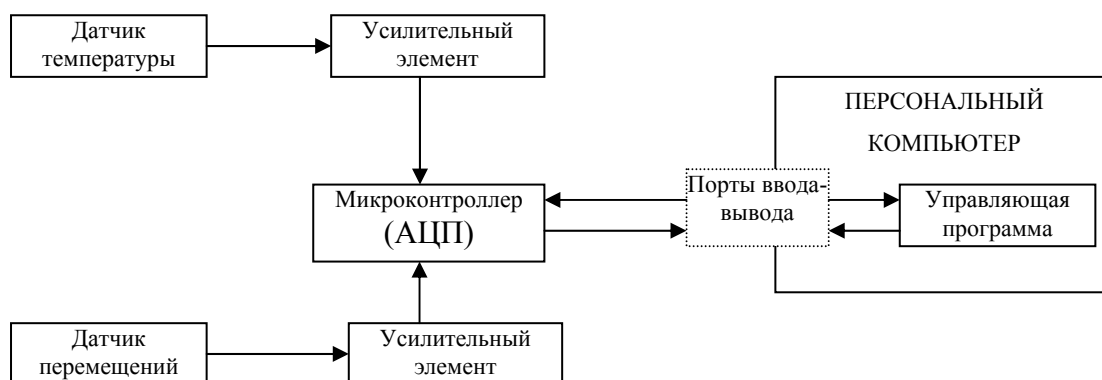
## МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi ПОД НАГРУЗКОЙ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ

Рубаник В.В.(мл.), Рубаник В.В., Мясоедов А.В., Бегунов М.А.

Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь  
[rubanik@vstu.unibel.by](mailto:rubanik@vstu.unibel.by)

Экспериментально исследовано влияние ультразвуковых колебаний (УЗК) на деформационное поведение проволочных TiNi образцов при фиксированном статическом напряжении в процессе нагрева-охлаждения в интервале температур обратного и прямого мартенситных превращений. Для этой цели разработано устройство автоматического контроля изменения длины и температуры образца с последующей обработкой экспериментальных данных и выводом на ПЭВМ.

Аппаратная часть устройства реализована в виде электронного блока оцифровки данных на базе микроконтроллера PIC16C74 и компьютера с процессором Pentium. Программная часть реализована в виде микрокода микроконтроллера и программного обеспечения ПЭВМ (рис.).



Структурная схема устройства автоматического контроля

Температуру контролировали с помощью тонкой термопары градуировки ХК, изменение длины – с помощью индуктивного датчика, состоящего из двух коаксиальных, вставленных друг в друга катушек с одинаковым шагом намотки. На наружную катушку подавали прямоугольные импульсы амплитудой порядка 2,5 В.

Установлено, что включение УЗК при температуре выше  $A_k$  не приводит к изменению длины образца. В области же температур фазовых превращений УЗК обуславливают изменение длины образца. Причем, ультразвуковое воздействие при  $T \leq M_n$  в полной мере может реализовать эффект памяти формы.

## ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ TiNi ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ НАГРУЖЕНИИ

\*Беляев С.П., \*Волков А.Е., \*Сидоренко В.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл.

*Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*

[rubanik@vstu.unibel.by](mailto:rubanik@vstu.unibel.by)

*\*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург,  
Россия*

В работе проведено исследование поведения фазового предела текучести никелида титана в процессе ультразвукового воздействия в мартенситном состоянии. В качестве объекта исследований использовали проволоочные образцы TiNi примерно равноатомного состава длиной 130 мм и диаметром 0,65 мм. После отжига при 773 К в течение 30 минут образцы в мартенситном состоянии деформировали растяжением со скоростью  $3.2 \cdot 10^{-5}$  на установке типа “ИМАШ” при комнатной температуре. Ультразвуковое воздействие осуществляли за счет возбуждения в образце ультразвуковых колебаний через волновод, закрепленный в одном из захватов установки. Частота колебаний составляла 22 кГц, амплитуда на торце волновода – 5 мкм, длительность ультразвукового воздействия – 3-5 с.

Установлено, что ультразвуковое воздействие на образцы никелида титана в процессе одноосного растяжения приводит к изменению величины фазового предела текучести материала. Вначале происходит уменьшение, а потом рост напряжения течения. Наблюдаемый эффект может быть объяснен преобладанием влияния механических знакопеременных напряжений на начальном этапе воздействия, а затем фактора ультразвукового разогрева. Первое приводит к падению напряжения течения, как и в случае обычных металлов, а второе – к его росту, что обусловлено перегревом материала выше температуры начала обратного фазового превращения.

Для исследования влияния “тепловой” составляющей ультразвуковых колебаний была проведена серия испытаний по импульсному разогреву образцов никелида титана в процессе одноосного растяжения на том же оборудовании. Через образцы пропускали токи различной величины, что позволяло изменять температуру и скорость нагрева. Токовое воздействие проводили как в ходе деформирования, так и при остановке процесса растяжения на время нагрева и охлаждения. В результате экспериментов было обнаружено, что в зависимости от степени нагрева, в обоих случаях наблюдается падение или рост напряжения течения материала. Последнее наблюдается при больших температурах нагрева и, вероятно, связано с образованием аустенитной фазы. Таким образом, можно предположить, что поведение фазового предела текучести никелида титана будет существенно зависеть от амплитуды ультразвуковых колебаний.



## ВОЛОЧЕНИЕ TiNi ПРОВОЛОКИ

\*Урцев В.Н., \*Платов С.И., \*\*Клековкина Н.А., Рубаник В.В, Рубаник В.В.мл.,  
Бабило Н.Н.

*Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*

[rubanik@vstu.unibel.by](mailto:rubanik@vstu.unibel.by)

\* ИТЦ «Аусферр», Магнитогорск, Россия

\*\* ОАО «БМК», Белорецк, Россия

Получение тонкой проволоки из TiNi сплава является трудоемким процессом. При деформации в мартенситном состоянии это связано с формовосстановлением TiNi, происходящем при промежуточных отжигах за счет реализации эффекта памяти формы, которое проявляется в уменьшении длины проволоки и увеличении ее диаметра. Так, волочение TiNi проволоки с единичным обжатием до 8 % ведет к практически полному восстановлению формы при последующей термообработке. Кроме того, в процессе деформирования возникают значительные усилия волочения, обуславливающие интенсивный износ волок и частые обрывы, особенно при холодной деформации в аустенитном состоянии.

Совместно с ИТЦ «Аусферр» на базе Белорецкого металлургического комбината разработана и опробована технология получения TiNi проволоки диаметром до 0,1 мм. Заготовку с 10 мм прокатывали до 2-3 мм, а затем подвергали волочению на станках однократного волочения. При холодном волочении TiNi в мартенситном состоянии с деформацией более 20 % формовосстановление практически подавлялось. В качестве смазки использовали аквадаг и масло МС–20 с добавлением 2 % дисульфида молибдена. Скорость волочения по переходам составляла до 3 м/с, а скорость нагрева при термообработке до 300 К/с. Холодное волочение осуществляли через алмазные, а горячие – через твердосплавные волоки. Температура проволоки при горячем волочении составляла порядка 700 °С. Как показали исследования, полученная проволока сохраняла термоупругие свойства в соответствии со свойствами исходной заготовки.

В работе также исследовали возможность интенсификации процесса волочения с помощью ультразвуковых колебаний (УЗК). Наложение УЗК позволило снизить на 30% и более усилие волочения, увеличить единичные обжатия. Однако скорость волочения при этом значительно ниже, чем при обычном волочении.

## ЗАДАНИЕ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Клубович В.В., \*Рубаник В.В, Рубаник В.В. мл.

*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

*\* Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*  
[rubanik@vstu.unibel.by](mailto:rubanik@vstu.unibel.by)

Одним из способов задания обратимого эффекта памяти формы (ОЭПФ) является деформация образца в мартенситной фазе, фиксация его в этом состоянии с последующим нагревом и выдержка (старение) при определенной температуре. Так для получения устойчивого ОЭПФ сплава Ti-51%(ат.)Ni, состаренного в стесненном состоянии необходимо, чтобы деформация при заневоливании была не более 1,3 %, а продолжительность старения при температуре 500°C составляла один час, при 400°C – 100 часов.

В работе показана принципиальная возможность задания устойчивого обратимого эффекта памяти формы с помощью энергии ультразвуковых колебаний. С этой целью в процессе деформации TiNi образца в мартенситной фазе в нем возбуждали ультразвуковые колебания определенной амплитуды. Механические напряжения ультразвуковой частоты создают в TiNi материале поля внутренних напряжений, обусловленные возникновением необратимых дефектов, таких как, например, дислокации связанные с деформацией. В результате образцы проявляли обратимую память формы при соответствующем изменении температуры. Хорошие результаты получали, когда ультразвуковому воздействию подвергали уже заневоленные после деформации образцы. Деформирование проволочных образцов осуществляли за счет одноосного растяжения, кручения и изгиба.

Таким образом, ультразвуковое воздействие на TiNi образцы в процессе их деформирования или после позволяет получить устойчивый обратимый эффект памяти формы, что может быть использовано в практических целях. При этом технология задания обратимого эффекта памяти формы значительно упрощается.

*Работа выполнена при поддержке БРФФИ (грант T00–328).*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ОРТОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОЕМКОСТНЫМИ МЕТОДАМИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

Джежора А.А., Рубаник В.В.

УО ВГТУ, Витебск, Беларусь

Исследование анизотропии физических свойств линейно-протяженных полимерных материалов электроемкостными методами неразрушающего контроля представляет собой серьезную научно-техническую задачу. Для этих целей могут быть использованы как проходные, так и накладные измерительные конденсаторы (рис.1).



Рис.1 Проходной зеркально-симметричный и накладной конденсаторы.

Исследование анизотропии диэлектрической проницаемости искусственных материалов барекс, винилизкожа показали, что значения диэлектрической проницаемости в плоскости контролируемого материала принимают различные значения в зависимости от ориентации вектора напряженности электрического поля. Для барекса значения диэлектрической проницаемости лежат в пределах от 5,07 до 4,91, для винилизкожи - от 10,42 до 8,71. Диаграмма диэлектрической проницаемости для винилизкожи представлена на рис.2.

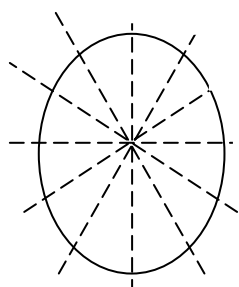


Рис. 2

Рабочая емкость ленточных зеркально-симметричных проходных конденсаторов в области малых толщин контролируемого материала прямопропорциональна как толщине контролируемого материала, так и константам тензора диэлектрической проницаемости. Это приводит к тому, что рабочая емкость такого конденсатора косвенно отражает число физических связей в направлении ориентации вектора напряженности электрического поля.

Результаты испытаний на прочность образцов материала барекс, винилизкожа с одновременным определением рабочей емкости проходного конденсатора, создающего поле в направлении разрыва, показали, что между механическими характеристиками: предельной прочностью, напряжением и относительным удлинением при разрыве и рабочей емкостью проходного конденсатора, заполненного указанными материалами, существует тесная корреляционная связь. Значения коэффициента корреляции между указанными механическими характеристиками и рабочей емкостью проходного ленточного конденсатора лежат в пределах 0,90 – 0,93.

*Работа выполнена при поддержке ГПФИ «Диагностика».*

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ ДАЛЬНОГО АТОМНОГО ПОРЯДКА В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ

Старенченко С.В., Старенченко В.А., Замятина И.П., Пантюхова О.Д.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия*  
[svs@oof.tisi.tomsk.su](mailto:svs@oof.tisi.tomsk.su)

В процессе пластической деформации упорядоченных сплавов происходит накопление дефектов кристаллической решетки, приводящее к понижению степени упорядоченности материала, которое сопровождается увеличением площади антифазных границ (АФГ) и появлением областей разупорядоченной фазы. Это свидетельствует о фазовом переходе порядок-беспорядок, инициируемом пластической деформацией. Нами были проведены исследования деформационного разупорядочения на поликристаллах сплавов с  $L1_2$ ,  $L1_2(M)$  и  $L1_2(MM)$  сверхструктурами. Поскольку дефектность материала обуславливается различными факторами, в том числе и размером зерна, то интерес представляет выяснение характерных особенностей нарушения дальнего атомного порядка при деформации крупнокристаллических и монокристаллических сплавов. Кроме этого, важно рассмотреть влияние величины энергии упорядочения на процесс деформационного разупорядочения.

При воздействии деформации происходит фазовый переход порядок-беспорядок  $L1_2 \rightarrow A1$ , который осуществляется гетерогенно. Разупорядоченная фаза появляется при небольших деформациях, ее количество увеличивается в процессе деформации. При больших деформациях сплав становится практически полностью разупорядоченным. Важным фактором уменьшения степени упорядоченности материала являются антифазные и нефазные границы, генерируемые при деформации. Именно они являются областями локализации разупорядоченной фазы.

Возможные механизмы, реализующие деформационное превращение порядок-беспорядок рассмотрены в настоящей работе:

1. Разрушение дальнего атомного порядка, обусловленное размножением термических АФГ.
2. Разрушение дальнего атомного порядка, обусловленное образованием трубок АФГ на сверхдислокациях.
3. Разрушение дальнего атомного порядка, обусловленное переползанием краевых дислокаций.
4. Разрушение дальнего атомного порядка, обусловленное накоплением сверхдислокаций.
5. Разрушение дальнего атомного порядка, обусловленное накоплением одиночных дислокаций.
6. Разрушение дальнего атомного порядка деформационными точечными дефектами.
7. Разрушение дальнего атомного порядка, обусловленное накоплением дислокационных стенок.

Результаты моделирования сопоставлены с экспериментальными результатами и имеют хорошее согласие.

## ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМООБРАБОТКИ И КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ РЕЛЬСОВ И РЕЛЬСОВЫХ ПОДКЛАДОК

В.М.Чертов

*Российская инженерная академия, Москва, Россия*

[chertovv@mail.ru](mailto:chertovv@mail.ru)

Оценка результатов термической обработки по данным испытаний образцов на разрыв представляет определенный интерес. Эти испытания сравнительно просты и кратковременны, а их результаты используются при разработке стандартов и технических требований, а также для сравнения технологии. Косвенное определение качества изготовления, в том числе термообработки, путем проведения таких испытаний предпринималось ранее [1,2]. Разработанный сравнительно недавно метод оценки структурного состояния стали путем расчета критериев разрушения основан на подсчете полной энергии деформации образцов при разрыве. Она является произведением полусуммы значений предела текучести и истинного напряжения при разрыве на истинную предельную пластичность, которая зависит от величины относительного сужения. За критерий сопротивления зарождению трещины  $K_{3T}$  принимается отношение энергии деформации к пределу текучести [3]. За критерий сопротивления распространению трещины  $K_{рТ}$  принимаем отношение энергии деформации к истинному напряжению при разрыве. Выполненный расчет этих критериев позволяет оценить преимущества новых способов термической обработки рельсовых подкладок и рельсов, приведенных в работе [4]. Расчеты показали, что наиболее высокие значения  $K_{3T}$  и  $K_{рТ}$  стали СтЗНП и СтЗПС, применяемой для рельсовых подкладок, получены после их объемно-поверхностного упрочнения путем индукционного нагрева, закалки быстродвижущимся потоком воды (ЗБВ) и отпуске. Наибольшие значения  $K_{3T}$  для рельсов из стали М76В получены после ЗБВ с охлаждением в течение 120 с и отпуске при 450°С. При охлаждении рельсов водяным душем в течение 100 с также получены высокие значения  $K_{3T}$ . Этим режимам соответствует самая высокая эксплуатационная стойкость подкладки и циклическая долговечность рельсов.

### Список литературы

1. Калакуцкий Н.В. Материалы для изучения стальных орудий// Артиллерийский журнал. 1867, №№ 10, 11.
2. Бабошин А.Л. Осевая сталь// Журнал Русского металлургического общества. 1910. № 6, Ч. II. С. 990-992.
3. В.А.Скуднов. Оценка структурно-напряженного состояния сталей. Н.Новгород.: НГТУ. 2001. 29 с.
4. В.М.Федин. Объемно-поверхностная закалка деталей подвижного состава и верхнего строения пути. М.: ВНИИЖТ-ИНТЕКСТ. 2002. 208 с.

## **МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ АМОРФНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-БОР-УГЛЕРОД**

Мухамад Абдель, Новиков Е.В., Гюлиханданов Е.Л., Ларионова Т.В.,  
Толочко О.В.

*Государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия*  
[oleg@ispm.hop.stu.neva.ru](mailto:oleg@ispm.hop.stu.neva.ru)

В данной работе реализованы условия, позволяющие получить толстые (до 80мкм) ленты многокомпонентных аморфных сплавов на основе системы железо-бор-углерод. Задача была решена за счет оптимизации технологических параметров процесса спиннингования расплава на неохлаждаемом медном диске и термообработки расплава и слитка на стадии его получения с учетом химического состава и введения компонентов, повышающих литейные свойства сплава. Слитки многокомпонентных сплавов на основе железа получали в кварцевых тиглях с использованием установки ТВЧ. Плавка осуществлялась поэтапно. На первом этапе компоненты сплава Fe, Co, B, C в требуемом весовом соотношении плавилась в вакууме, затем тигель заполнялся инертным газом, затем в расплав вводились труднорастворимые легирующие добавки в порядке их реакционной активности Cr, Mo, V. Перегрев на 200-500°C от температуры плавления обеспечивал полное растворение компонентов и достаточно однородную структуру сплава. Скорость охлаждения расплава и кристаллизующегося слитка (погружением в воду либо охлаждением на воздухе) оказывала существенное влияние на его структурное состояние, которое вероятно, наследовалось быстрозакаленной лентой, полученной из этих слитков. Получены аморфные сплавы, имеющие температуру кристаллизации до 1000К и твердость до 1600кг/мм<sup>2</sup>, а также низкую критическую скорость охлаждения.

## ПОЛУЧЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА МЕТОДОМ КОНДЕНСАЦИИ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ

О.В.Толочко, Дж.Ч.Ким\*, Ч.Дж.Чой\*, Б.К.Ким\*

*Государственный Технический Университет, Санкт-Петербург, Россия*  
*\*Корейский Институт Материалов и Машиностроения, Чангвон, Респуб-*  
*лика Корея*  
[oleg@ispm.hop.stu.neva.ru](mailto:oleg@ispm.hop.stu.neva.ru)

Частицы карбида вольфрама размером 30-70нм были получены методом конденсации из газовой фазы, и исследованы методами просвечивающей электронной спектроскопии и рентгеновской дифракции. В качестве исходных материалов были использованы карбонил вольфрама ( $W(CO)_6$ ) и монооксид углерода (CO). В ходе процесса контролировались температура синтеза наночастиц, давление газовой фазы, расход монооксида. Исследовано влияние параметров процесса получения на морфологию, фазовый состав и размер полученных частиц. В зависимости от условий могут быть получены частицы вольфрама, карбида вольфрама (WC), оксидов вольфрама ( $WO_2$  и  $WO_3$ ), а также наночастицы, имеющие смешанный фазовый состав. Показано, что данный процесс может быть использован для получения композитных нанопорошков твердого сплава WC-Co.



## **ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В АМОРФНЫХ ПОКРЫТИЯХ СПЛАВОВ 2НСР И 71КНСР, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКУЮ ПОДЛОЖКУ**

Гончукова Н.О., Толочко О.В.

*Государственный Политехнический Университет, Санкт-Петербург, Россия  
Институт химии силикатов им. И.В.Гребенщикова РАН, Санкт-Петербург,  
Россия*

[oleg@ispm.hop.stu.neva.ru](mailto:oleg@ispm.hop.stu.neva.ru)

В работе рассчитаны напряжения в напыленных аморфных покрытиях, исходным продуктом для получения которых являются быстрозакаленные аморфные сплавы. Расчеты проведены на основе предположения о том, что аморфные покрытия на подложке можно рассматривать как спаи вязкоупругого (стекла) с упругим телом (металлом), для которых существуют хорошо развитые методы расчета напряжений. Такие расчеты могут служить ориентиром при выборе материалов покрытия и подложки и отношения их толщин; при выборе температуры подогрева подложки; при выборе оптимальных режимов отжига; при прогнозе долговременности службы покрытий и при осуществлении других элементов технологического цикла получения и эксплуатации покрытий.

## ХАРАКТЕРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СФЕРИЧЕСКИХ СЕГМЕНТОВ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Хусаинов М.А., Вяххи И.Э.\*

*Новгородский Государственный Университет им. Ярослава Мудрого,  
Новгород Великий, Россия,*

[vestnik@novsu.ac.ru](mailto:vestnik@novsu.ac.ru)

*\*Санкт-Петербургский Государственный Технический Университет,  
Санкт-Петербург, Россия*

[vahhi@iv4817.spb.edu](mailto:vahhi@iv4817.spb.edu)

Сферический сегмент из сплава с памятью формы, не защемленный по краям, после прогиба зеркально, по отношению к исходному очертанию, прощелкивает при отогреве с хлопком. Наблюдаемый эффект, как показали опыты, обусловлен потерей устойчивости сегмента вследствие развития реактивных напряжений по краям и в центре сегмента. Термоциклирование сегмента по режиму: прогиб в мартенсите  $\leftrightarrow$  отогрев до аустенитного состояния (с реализацией эффекта прощелкивания) приводит к существенному изменению функционально-механических свойств сплава в связи с накоплением необратимых деформаций при одновременном возникновении и развитии зон пластической деформации — потенциальных очагов зарождения микротрещин.

В настоящей работе осуществлена попытка построения схемы разрушения сферических сегментов из сплава  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ . Для этого на электроискровом станке создавали одиночные и симметрично расположенные надрезы с размерами  $l \times b \times R = (0.086 \div 1.4) \times 0.28 \times 0.14$  мм на краях и куполе сегмента. Образцы с надрезами подвергались циклическому прогибу в мартенсите и последующему отогреву, с хлопком. Развитие трещин изучали с помощью металлографического и инструментального микроскопов. Полученные результаты сопоставлялись с характерным видом разрушения образцов без надрезов при термоциклировании в неполном интервале мартенситных превращений на базе  $5 \cdot 10^4$  циклов.

Показано, что разрушение сферических сегментов из сплава заданного состава представляет собой сложный многостадийный процесс. Первая стадия (наиболее длинная) характеризуется зарождением микротрещин в местах наибольшей концентрации растягивающих напряжений, которые возникают, как правило, на краях в процессе прогиба сегмента в мартенсите и в центре в момент потери устойчивости. На второй стадии отмечается переход от рассеянных микротрещин к формированию магистральной трещины клиновидного типа и к ее распространению с достаточно высокой скоростью к центру сферического сегмента. При этом трещины, возникающие на краях, развиваются быстрее, чем на куполе сегмента.

Сделано заключение о том, что искусственное введение концентраторов напряжений (надрезов) позволило построить схему разрушения сферических сегментов из сплавов  $TiNi$  с памятью формы. По результатам данной работы создан отсечной клапан (для теплоэнергетики), в котором запорным элементом является сферический сегмент. Конструктивный тип отсечного клапана защищен патентом России.

## МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ И ЗАДАННОЙ ЖЕСТКОСТИ КОНТРПРУЖИНЫ

Хусаинов М.А., Волнянская О.Ю.

*Новгородский Государственный Университет им. Ярослава Мудрого,  
Новгород Великий, Россия,  
[vestnik@novsu.ac.ru](mailto:vestnik@novsu.ac.ru)*

Исследования проводили на сплаве TiNi трех составов  $Ti_{50}Ni_{50}$ ,  $Ti_{49,6}Ni_{50,4}$  и  $Ti_{50}Ni_{45}Cu_5$  с последовательностью мартенситных превращений  $B2 \rightarrow B19'$ ,  $B2 \rightarrow B19'$  и  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ . Образцы в виде плоских и круглых пластинок подвергали термоциклированию в интервале неполного мартенситного превращения в условиях действия контрпружины с жесткостью  $K = 0,37$  кг/мм на базе  $10^5$ ,  $10^6$  и более циклов.

Показано, что циклическая термообработка (термотренинг) элементов из сплавов с памятью формы, при заданной жесткости контртела, приводит к формоизменению петли гистерезиса, повышению уровня реактивных напряжений и к стабилизации мартенситной структуры. Поэтому исследования проводили на образцах исходного состояния и прошедших термотренинг. Однако эффективность изменения функциональных свойств в большей степени зависит от сорта сплава и расположения характеристических температур мартенситных превращений (МП) относительно  $M_d$ . В частности, наиболее высокие свойства памяти формы реализуются на сплавах с R-фазой, возникающей на этапе охлаждения. Установлена оптимальная величина предварительной деформации, равная 1,2-1,45 %, при термотренингах, при которых существенно сокращается нестабильное поведение элемента с памятью формы.

Рассмотрено влияние остановок (вылеживания) в процессе теплосмен на температуры срабатывания. Показано, что вылеживание термоэлемента под напряжением продолжительностью более 30 мин вызывает изменение температуры срабатывания. Величина «скачка» температуры срабатывания определяется температурой и длительностью вылеживания, а также зависит от типа сплава, склонностью к старению и других факторов.

Опытные образцы из сплава  $Ti_{49,6}Ni_{50,4}$ , установленные на микропереключатели, непрерывно выполняли функции коммутирования электрического тока (1А, 220В) в течение  $10^6$  термоциклов, в интервале  $45 \leftrightarrow 36^\circ\text{C}$ . При этом температура срабатывания на верхнем уровне (при нагреве) возросла всего на  $2^\circ\text{C}$ , а на нижнем — на  $1^\circ\text{C}$ . Полученные результаты публикуются впервые. На разработанном нами принципе создано 5 типов термореле на токи от 1 до 13А.

## ПРИЧИНЫ ФРАГМЕНТАЦИИ СДВИГА В ГЦК МОНОКРИСТАЛЛАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Лычагин Д.В., Теплякова Л.А.

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

[dvl-tomsk@mail.ru](mailto:dvl-tomsk@mail.ru)

К настоящему времени при описании деформируемого твердого тела, как методами теории дислокаций, так и механики сплошных сред сложилось устойчивое мнение, что поведение монокристаллов металлов и сплавов хорошо изучено и вполне понятно. Несмотря на кажущуюся простоту монокристалла, как объекта, подвергаемого активному нагружению, закономерности и механизмы его формоизменения до конца не ясны даже для наиболее “простых” из них – монокристаллов ГЦК металлов и сплавов. Сложившееся положение обусловлено прежде всего существенной неоднородностью протекания пластической деформации большинства металлических монокристаллов и связанной с ней фрагментацией сдвига. Закономерности развития фрагментации (доменизации) сдвига мало изучены, а причины, её вызывающие, не ясны.

Настоящая работа посвящена исследованию закономерностей формирования картины сдвига в монокристаллах ГЦК металлов и сплавов, деформированных сжатием при комнатной температуре. Изучение картины сдвига проведено в широком интервале масштабов с применением оптической и электронной микроскопии. Исследованы монокристаллы с различной ориентацией оси нагружения и боковых граней, а также с разным соотношением высоты образца к его ширине.

Установлено, что фрагментация сдвига является общей закономерностью эволюции картины сдвига исследованных монокристаллов на различных масштабно-структурных уровнях. Изучена морфология фрагментов сдвига, измерены их количественные характеристики. Рассмотрено распределение следов сдвига в основных действующих системах, как структурных элементов фрагментов сдвига. Развитие фрагментации сдвига с деформацией приводит к появлению фрагментов изгиба-кручения, а затем и к образованию фрагментов поворота. Основной причиной фрагментации сдвига с самого начала пластической деформации являются неоднородные макроскопические поля напряжений в кристалле, обусловленные как кристаллогеометрическими условиями протекания пластической деформации, так и схемой нагружения.

## РАСЧЕТНАЯ МОДЕЛЬ КОЛЕБАНИЙ ШПРЕНГЕЛЬНЫХ СИСТЕМ С СОСТАВНОЙ БАЛКОЙ ЖЕСТКОСТИ

Егоров В.В.

*Петербургский государственный университет путей сообщения,*

*Санкт-Петербург, Россия*

[vyunenko@yandex.ru](mailto:vyunenko@yandex.ru)

Комбинированные системы шпренгельного типа широко используются в качестве несущих элементов различных систем, в том числе покрытий, перекрытий зданий и сооружений различного назначения. На кафедре «Строительные конструкции» ПГУПС разработаны и исследуются новые шпренгельные конструкции ригелей жестких поперечин контактной сети электрифицированных железных дорог, защищенные рядом патентов на изобретение. Основой рассматриваемых технических решений является система, включающая балку жесткости, усиленная предварительно-напряженными затяжками. Балки жесткости шпренгельных конструкций выполнены, как правило, в виде составных стержней.

Рассматриваемые системы работают в условиях воздействия динамических нагрузок – ветровых, аварийных от обрыва проводов или нагрузок сейсмического характера, вызванных, например, проходящим поездом и т.п. Это обуславливает необходимость их динамического расчета.

Колебания шпренгельных конструкций носят нелинейный характер, связанный с влиянием упругого отпора предварительно напряженных затяжек, продольными и поперечными деформациями балки, способностью затяжек воспринимать только растягивающие усилия и т.п.

Для динамического расчета шпренгельных систем с составной балкой жесткости разработана механико-математическая модель, допускающая при различных граничных условиях начальное натяжение затяжек и возможные их отключения в процессе колебаний. При этом учитываются нелинейные факторы, различные граничные условия, изменение во времени нагрузок и массы системы, характер и место начального возмущения, возможные дефекты и начальные несовершенства конструктивной схемы, и другие факторы.

Исходная задача представлена в виде дифференциального уравнения первого порядка по времени и четвертого порядка по координате с соответствующими граничными условиями. Для решения динамической задачи уравнений использовалась явная схема Рунге-Кутты-Мерсона четвертого порядка точности по времени с автоматическим контролем точности решения. Для дискретизации по пространству использовались центрально-разностная схема второго порядка точности. Для определения АЧХ системы решения раскладывались в ряд Фурье.

Статическая задача. Система уравнений разрешается при помощи неявной схемы второго порядка по пространству и первого порядка по времени. Решение осуществляется методом прогонки. Для определения частот и амплитуд колебаний решения системы раскладываются в ряд Фурье.

Выявлено, что жесткости связей сдвига существенно влияют на частотную характеристику системы. В наибольшей степени это имеет место при увеличенном разносе осей элементов составной балки жесткости. При целенаправленном изменении параметров жесткости связей сдвига и величины разноса осей элементов возможно активное влияние на частотные характеристики шпренгельной системы в целом.

Отмеченные особенности поведения комбинированных систем шпренгельного типа следует учитывать при их практическом проектировании в целом.

## **АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ КОНТРОЛЬ ОСНОВНЫХ ПАРАМЕТРОВ С ЦЕЛЬЮ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО ОБОРУДОВАНИЯ**

В.Е. Питолин, А.А. Грижневич

*Полоцкий государственный университет, Новополоцк, Беларусь*  
[creator@psu.unibel.by](mailto:creator@psu.unibel.by)

Расход энергоносителей (газа, мазута) на выработку электроэнергии и тепла электростанциями и котельными республики является определяющим экономическим фактором развития промышленности, особенно энергоемких отраслей. Себестоимость производства электроэнергии и тепла в республике Беларусь практически полностью определяется стоимостью сожженного топлива (до 78 %), условно постоянные расходы (запчасти, оплата подрядчиков и налоги) составляют обычно 15-20 %, фонд оплаты труда - 3-6 %. Оптимальные удельные расходы топлива (в среднем по Европе) на производство электроэнергии составляют 200 грамм условного топлива на 1 квтч, на производство тепла – 170 килограмм условного топлива на 1 гигакалорию (под условным понимается топливо с теплотворной способностью 7000 ккал/кг).

Удельные расходы не являются стабильными (паспортными) величинами ТЭЦ, они имеют тенденцию резких (режимных) и плавных (сезонных) колебаний в широких пределах в сторону их ухудшения. Значения удельных расходов существенно зависят от состава и степени загрузки основного энергетического оборудования ТЭЦ. Для анализа и оптимизации удельных расходов составляется режимная карта загрузки оборудования. В составлении режимной карты участвуют наиболее опытные инженеры-наладчики, однако, оперативно оценить 227 единиц основного оборудования со своими особенностями, которые существенно влияют на величины удельных расходов топлива, они не в состоянии.

Автоматизированная режимная карта, разработка которой осуществляется на Новополоцкой ТЭЦ, представляет собой базу данных о характеристиках и особенностях всех единиц основного оборудования, содержащую предельно допустимые значения эксплуатационных величин.

Это позволит автоматизировать процесс формирования режимной карты загрузки основного оборудования, учесть многочисленные технико-экономические особенности его использования и тем самым существенно (на 5-8%) улучшить показатели топливоиспользования, что даст реальную экономию топлива для Новополоцкой ТЭЦ свыше 10 миллионов кубометров газа в год или 500 000 долларов США.

## РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И СКОРОСТНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ В СПЛАВАХ С АНОМАЛЬНОЙ ЗАВИСИМОСТЬЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Геттингер М.В., Норкин В.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия  
[j\\_sol@mail.ru](mailto:j_sol@mail.ru)*

Аномальная зависимость механических свойств сплавов со сверхструктурой  $L1_2$  проявляется в увеличении деформирующих напряжений с ростом температуры. Для описания этого явления в разных температурных интервалах необходимо учитывать различные, специфические для данной группы сплавов, механизмы движения и блокировки сверхдислокаций. В данной работе исследуются особенности проявления этих механизмов в опытах по релаксации деформирующих напряжений и вариации скорости деформации в ходе пластической деформации монокристаллов сплавов  $Ni_3Al$  и  $Ni_3Ge$ .

Эксперимент по релаксации деформирующих напряжений включал в себя нагружение образца до заданной величины деформации с постоянной скоростью сжатия, затем собственно релаксацию (т.е. суммарная деформация образца  $\varepsilon_{упр} + \varepsilon_{пл}$  оставалась постоянной) на протяжении 20 минут при выключенной тяге, и повторное нагружение с прежней скоростью. Эту процедуру повторяли многократно через 1-2% процента деформации. Скорость деформации в опытах по вариации скорости деформации изменяли в 10, 100, 500 и 1000 раз. Все исследования проводили в широком температурном интервале в зависимости от степени деформации и ориентации монокристаллов  $Ni_3Al$  и  $Ni_3Ge$ .

В опытах по релаксации деформирующих напряжений были получены следующие результаты: 1) при температурах свыше 473K релаксация деформирующих напряжений монокристаллов  $Ni_3Ge$  описывается логарифмической зависимостью только при небольших временах релаксации (60-120 секунд); 2) для ориентации [001] монокристаллов сплава  $Ni_3Ge$  имеются три температурных интервала, различающихся по характеру изменения  $V^{*-1}$  от  $\tau$ ; 3) температурная зависимость эффективного активационного объема многостадийна; 4) обнаружена аномальная температурная зависимость скорости ползучести в опытах по релаксации деформирующих напряжений.

В опытах по вариации скорости деформации, проведенных на монокристаллах сплава  $Ni_3Al$ , в некоторых интервалах температур обнаружено аномальное влияние скорости деформации на величину деформирующего напряжения, т.е. изменение напряжений течения  $\Delta\sigma < 0$  при вариации скорости пластической деформации  $\Delta\varepsilon > 0$ . Аномально изменяется и коэффициент деформационного упрочнения. Проанализировано изменение величины скачка напряжений в зависимости от величины вариации скорости  $\Delta\varepsilon$ .



# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СКОЛЬЖЕНИЕМ В Г.Ц.К. МАТЕРИАЛАХ С НЕКОГЕРЕНТНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗОЙ

Колупаева С.Н., Ерыгина Е.В., Ковалевская Т.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия,  
[vir@mail.tomsknet.ru](mailto:vir@mail.tomsknet.ru)*

В работе предлагается математическая модель пластической деформации скольжением для гетерофазных материалов с некогерентной упрочняющей фазой. Модель является развитием математических моделей, основанных на концепции упрочнения и отдыха, разрабатываемых в ТГАСУ. Модель включает: 1) систему дифференциальных уравнений баланса деформационных дефектов, 2) уравнение, связывающее скорость деформации, напряжение и плотность дислокаций, 3) уравнение, описывающее внешнее воздействие. Явный вид уравнений записан на основе единых предположений о механизмах формирования зоны сдвига. Все параметры модели имеют ясный физический смысл и могут быть вычислены (оценены). Предполагается, что процесс деформации во всех действующих системах скольжения осуществляется в идентичных зонах сдвига, и система дефектов, сконцентрированная в зонах сдвига, заменяется однородной деформационно-дефектной средой, которая содержит столько же дефектов каждого типа, как все зоны вместе взятые. Среда деформационных дефектов характеризуется сдвигообразующими дислокациями, дислокациями в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, призматическими петлями вакансионного и межузельного типа, межузельными атомами и вакансиями.

Проведено исследование влияния объемной доли упрочняющих частиц, степени их дисперсности, температуры, состава матрицы, скорости деформации на кривые деформационного упрочнения.

Для деформационного упрочнения гетерофазных сплавов характерно существование двух стадий, разделенных критической плотностью дислокаций  $\rho_c$ . При  $\rho < \rho_c$  элементами дислокационной структуры являются сдвигообразующие дислокации и призматические петли, а при  $\rho > \rho_c$  к перечисленным элементам дислокационной структуры добавляются диполи. На кривых деформации, а также на зависимости плотности дислокаций от степени деформации при переходе из области, соответствующей докритической в закритическую область плотностей дислокаций интенсивность деформационного упрочнения увеличивается. В зависимости от масштабных характеристик второй фазы, процесс деформации может происходить либо только в докритической области либо только в закритической области (при малой объемной доле второй фазы). При объемной доле, при которой существуют две стадии, коэффициент деформационного упрочнения при переходе через  $\rho_c$  резко увеличивается, после чего с ростом степени деформации уменьшается.

Зависимость концентрации дефектов от степени деформации при различной объемной доле и различных температурах существенно изменяется. Но заметим, что в условиях докритической области упрочнение контролируется накоплением призматических петель, в закритической – дислокационных диполей.

Исследовано влияние характеристик материала и деформирующего воздействия на эволюцию деформационной дефектной среды. Показана структурообразующая роль неустойчивых стационарных состояний.

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИ АКТИВИРУЕМЫХ ПРОЦЕССОВ НА НАПРЯЖЕНИЕ СТАРТА ДИСЛОКАЦИОННОГО ИСТОЧНИКА

Слободской М.И., Попов Л.Е.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия,  
[sloboda@tsuab.su](mailto:sloboda@tsuab.su)*

В рамках единой модели проведен полный цикл ЭВМ - экспериментов, имитирующих основные аспекты зарождения и распространения элементарного кристаллографического скольжения в поле дискретных препятствий с дисперсией по прочностям. Эксперименты проведены для значений параметров модели, характерных для монокристалла меди с осью деформации, ориентированной для множественного скольжения (плоскость скольжения типа  $\{1\ 1\ 1\}$ , направление скольжения  $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$ , ось деформации  $\langle 1\ 0\ 0 \rangle$ ). Препятствия интерпретировались как точки пересечения дислокаций некомпланарных систем скольжения с плоскостью залегания дислокационного сегмента – источника.

В докладе сообщаются результаты исследования влияния термически активируемых процессов на напряжение старта дислокационного источника  $\tau_{st}$  - минимального напряжения, при котором начинается необратимое кристаллографическое скольжение. Установлено, что в поле однородных слабых препятствий термические активации уменьшают  $\tau_{st}$  вплоть до напряжения Франка-Рида  $\tau_{F-R} = Gb/l$  – минимального напряжения активации источника в отсутствие препятствий, независимо от длины источника  $l$ . Время достижения конфигурации потери устойчивости определяется приложенным напряжением  $\tau$  и температурой: при низких температурах и  $\tau \rightarrow \tau_{F-R}$  оно становится бесконечно большим по отношению к продолжительности традиционных лабораторных испытаний, при напряжениях, превышающих  $\tau_{F-R}$  всего на 3%, – уже не превосходит 0,1 с и быстро уменьшается до долей наносекунд с увеличением напряжения и температуры. При наличии в плоскости залегания источника дислокационных препятствий различного типа (термически активируемых и атермических) роль термических активаций значительно меньше (в среднем они лишь на 9% снижают напряжение начала необратимых кристаллографических скольжений по сравнению с атермическим напряжением старта дислокационного источника). С уменьшением длины сегмента - источника отмеченное снижение несколько падает и значительно растет его дисперсия, возрастает также число экспериментов с равными атермическим и термоактивационным напряжениями начала необратимых кристаллографических скольжений (достигая 12% для сегмента - источника предельно малой длины - 2 мкм).

# АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ДЛИТЕЛЬНЫХ ИСПЫТАНИЙ СФЕРИЧЕСКИХ СЕГМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

М.А. Хусаинов, А.Ф. Пазгалов, О.В. Летенков

*Новгородский Государственный Университет имени Ярослава Мудрого  
Великий Новгород, Россия,  
[vestnik@novsu.ac.ru](mailto:vestnik@novsu.ac.ru)*

Сферические сегменты с памятью формы после активного прогиба в мартенситном состоянии, зеркально по отношению к исходному очертанию, на этапе нагрева восстанавливают исходную форму скачком (с хлопком). В наших работах было показано, что эффект хлопка, сопровождающийся явлением прощелкивания, может использоваться в технике для исполнения полезных действий, например, в термореле, в запорной арматуре и других устройствах.

Однако отсутствие систематических исследований долговечности сферических сегментов в условиях многократного прощелкивания с хлопком не позволяет создать работоспособное устройство. Поэтому важнейшей задачей являлось создание установки для проведения термодформационных испытаний исследуемых объектов. Для реализации поставленной задачи нами была создана автоматизированная шестипозиционная установка и разработана методика испытания выпуклых сегментов из сплавов с памятью формы.

Одновременно устанавливается шесть образцов одинаковых геометрических размеров. Каждый образец за один оборот предметного стола по наперед заданной программе подвергается прогибу на величину стрелы подъема сегмента ( $H^M$ ) и отогревается до температуры  $\geq A_k$ , при которой реализуются условия восстановления формы сегмента, с хлопком. Противодействующее (абсолютно жесткое) тело, установленное на пути возврата заданной деформации изгиба, воспринимает удар. Максимальной силы удар ( $P_{y0}^{\max}$ ) наблюдается при  $f = (H^M + H^A) - H_y^M$ , где  $f$  — двойная стрела прогиба сегмента с учетом доли упругой деформации  $H_y^M$ .

После заданного числа термоциклов испытываемые образцы снимаются с установки и тщательно измеряются изменение стрелы подъема, высота отскока, температура хлопка, сила удара, анализируется структура и др. На основании этих результатов строятся соответствующие зависимости изменения основных параметров выпуклых сегментов от числа теплосмен.

Проведенные исследования показали, что с нарастанием числа термодформационных циклов измеряемые параметры наиболее существенно изменяются на первых 100 и даже 1000 циклов. Стабилизация структуры и других характеристик наступает после 900-4000 циклов в зависимости от сорта сплава и геометрических размеров сферических сегментов.

## **ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МУФТ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА НА НЕСУЩЮЮ СПОСОБНОСТЬ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ ТРУБОПРОВОДОВ**

Н. Н. Попов, В. Ф. Ларькин, И. В. Севрюгин, Е. В. Шутова, В. П. Суоров,  
А. Г. Шимаров

*Российский Федеральный Ядерный Центр –  
Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики  
Саров, Россия*

**КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА:** термомеханическое соединение трубопроводов, сплавы с памятью формы, никелид титана, геометрические параметры муфт, несущая способность, дорнование муфты, математическое моделирование.

Исследовано влияние на несущую способность термомеханического соединения (ТМС) трубопроводов: количества уплотняющих поясков, толщины стенки и шероховатости внутренней поверхности муфт из никелида титана марки ТН1К.

По результатам статистического анализа малогабаритных муфт с наружным диаметром 6 и 7 мм выявлено, что наиболее сильное влияние на несущую способность ТМС трубопроводов оказывает толщина стенки муфты. Несущая способность ТМС трубопроводов с помощью вышеуказанных муфт находилась в интервале 120 – 270 МПа.

При исследовании муфт с наружным диаметром 16 – 18 мм и шириной уплотняющих поясков 1,5 и 2 мм обнаружено, что при большей толщине стенки муфты и меньшей ширине поясков достигается большая несущая способность ТМС.

Для определения полей напряжений и деформаций, возникающих в деталях соединения, была решена задача о контактном взаимодействии муфты и трубопровода с учетом упруго-пластического поведения материалов.

Результаты проведенных расчетов по программе «МАРК-К» показали, что увеличение наружного диаметра муфты является более эффективным (с точки зрения наибольшего уплотнения сборки) по сравнению с уменьшением ширины уплотняющих поясков.

## **ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ**

А.А. Груздков, С.И. Кривошеев, А.И. Разов, А.А. Петров, Ю.В. Петров,  
Г.Д. Федоровский

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

Проведено экспериментальное изучение функционально-механических свойств сплава TiNi под действием кратковременного нагружения, на магнитно-импульсной установке. Была использована новая методика, основанная на испытании малоразмерных образцов. Использование малоразмерных образцов позволяет анализировать результаты экспериментов на основании рассмотрения соответствующей квазистатической задачи, поскольку малые размеры образца обеспечивают стабилизацию волнового поля.

Образцы изготавливались из проволоки ТН-1 диаметром 2 мм. Испытания проводились по схеме трехточечного изгиба. Сосредоточенная нагрузка, действующая на середину образца, создавалась следующим образом. Нагружающий импульс, генерируемый магнитно-импульсной установкой, передавался на образец через стальную треугольную призму-ударник, имевшую размеры: передававшая давление шины боковая грань – 10 x 20 мм, расстояние от нее до ребра, контактировавшего с образцом – 6 мм. Длительность воздействия ударника на образец регулировалась за счет изменения расстояния между опорами. Для сравнения с результатами динамических испытаний были проведены квазистатические опыты на испытательных машинах Р-0.5 и РМУ-0.05.

Проведенный анализ результатов динамических испытаний показал, что в расчетах необходимо учитывать инерцию ударника, а инерцией самого образца можно пренебречь. Выполненные расчеты показали, что при длительности магнитного импульса 4-12 микросекунд воздействие ударника на образец происходит в течение сотен микросекунд, что на порядок превосходит время пробегания упругой волны по образцу.

В проведенных сериях испытаний определяли критическую (минимальную) амплитуду нагрузки, при которой образец получал ненулевую остаточную деформацию. Для определения этой величины была построена зависимость остаточного прогиба от амплитуды, основанная на экспериментальных данных. Пороговое значение определяли путем экстраполяции этой зависимости на нулевые значения остаточного прогиба. Результаты, полученные в сериях испытаний с различной длительностью импульсов нагрузки, оказались в хорошем соответствии друг с другом, что свидетельствует в пользу надежности использованной методики. Было установлено, что при длительности воздействия порядка 250 микросекунд критическая амплитуда примерно втрое превосходит значение, полученное в квазистатических испытаниях. При длительности воздействия порядка миллисекунды критическое значение приблизительно совпадает с квазистатическим.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты № 01-01-00250, № 00-15-96023 и гранта Е00-4.0-174.*

## ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Allerano-Lopez de A.R.	27	Елкина О.А.	26
Martinez-Fernandez J.	27	Еремеев В.А.	21, 29
Varela-Feria F.M.	27	Ермолаев Г.Н.	71
Аксенов В.Б.	7,8	Ерыгина Е.В.	100
Алабут А.В.	21	Жулейкин С.Г.	36
Аленников С.Г.	15	Забелина Н. В.	40
Амосова О.В.	3	Замятина И.П.	89
Андреев В.А.	11	Захарова Е.Г.	6-8
Андронов И.Н.	15-17	Зубцов В.И.	54
Бабило Н.Н.	86	Иванов Е.Н.	21
Баранов В.В.	54	Иванов Ю.Ф.	30, 33, 37, 55
Барахтин Б.К.	4	Иволгин В.И.	18,20
Бегунов М.А.	84	Инаекян К.Э.	61
Беляев С.П.	75, 85	Ионайтис Р.Р.	43
Бенгус В.З.	18	Ипаткин Р.В.	78
Бетехтин В.И.	3	Исаенкова М.Г.	79, 82
Бетехтин К.В.	22, 72	Кадомцев А.Г.	3, 22
Богданов Н.П.	15	Какулия Ю.Б.	65
Бондарев А.Б.	11	Камалов М.М.	76
Браиловский В.	61, 63	Капуткин Д.Е.	64
Брамович М.	45	Кардашев Б.К.	27
Бречко Т.	42,44,45	Карыев Л.Г.	13
Буренков Ю.А.	27	Квят О.В.	60
Валиев Р.З.	67, 69	Ким Б.К.	92
Валиев Э.З.	69	Ким Дж.Ч.	92
Ветер В.В.	36	Киреева И.В.	5-8
Викарчук А. А.	38, 40	Клековкина Н.А.	86
Вильданова Н.Ф.	25	Клубович В.В.	87
Вильчевская Е.Н.,	9	Ковалевская Т.А.	100
Власов А.А.	20	Коваленко В.В.	30, 31, 36, 55
Воленко А. П.	38	Козлов Э.В.	30-33, 36, 55
Волков А.Е.	28,75,85	Колупаева С.Н.	100
Волнянская О.Ю.	95	Конева Н.А.	32
Воронов И.Н.	34	Коновалов С.В.	33, 37
Вьюненко Л.Ф.	83	Копылов В.И.	48-51,
Вьюненко Ю.Н.	74, 83	Коренков В.В.	19
Вяххи И.Э.	72, 94	Корзников А.В.	23
Гагауз В.П.	55	Корзникова Г.Ф.	23
Геттингер М.В.	99	Коротицкий А.В.	61, 63
Гиляров В.Л.	10	Корсуков В.Е.	10
Глебов В.А.	71	Костюкевич А.А.	54
Глезер А.М.	3, 34	Котречко С.А.	80
Глушков А.Н.	13	Коуров Н.И.	67-69
Головин Ю.И.	18-20	Кривошеев С.К.	104
Голосиенко С.А.	4	Крылов Н.А.	58
Гончукова Н.О.	93	Кузьмин С.Л.	22
Грачев В.В.	46, 56	Кунцевич Т.Э.	66
Грижневич А.А.	98	Куранова Н.Н.	66, 67, 69
Громов В.Е.	30-37, 46, 55, 56	Ларионова Т.В.	91
Груздков А.А.	104	Ларькин В.Ф.	103
Грязнов М.Ю.	51	Лебедкин М.А.	20
Гюлиханданов Е.Л.	91	Лескина М.Л.	75
Джежора А.А.	88	Летенков О.В.	102
Диженин В. В.	40	Лисовой В.Ф.	43
Добаткин С.В.	62	Ложников Ю.И.	77
Евард М.Е.	75	Лопатин Ю.Г.	49, 50
Егоров В.В.	97	Лузгинова Н.В.	5, 8
Егоров С.А.	28	Лычагин Д.В.	96

Мазилкин А.А.	76	Скотникова М.А.	58
Майорова Э.Г.	15	Слободской М.И.	101
Макаров И.М.	48-50	Слуцкер А.И.	10
Медведев М.В.	34	Смертина М.В.	75
Мурсков Р.И.	40	Смирнов Б.И.	27
Мухаммад Абдель	91	Смирнова Е.С.	48, 49, 52
Мышляев М.М.	76	Соловьева Ю.В.	99
Мясоедов А.В.	84	Соснин О.В.	30, 33, 37
Наседкин А.В.	21	Старенченко В.А.	89, 99
Новиков Е.В.	91	Старенченко С.В.	89
Норкин В.В.	99	Стеценко Н.Н.	80
Носкова Н.И.	23-26	Столяров В.В.	62, 67, 69
Нохрин А.В.	48-50, 53	Суровов В.П.	103
Овчинников С.К.	17	Сысоев А.Н.	50, 51
Оздоев И.Д.	36	Табачникова Е.Д.	18
Пазгалов А.Ф.	102	Теплинский Ю.А.	15
Панов А.Д.	57	Теплякова Л.А.	96
Пантюхова О.Д.	89	Толочко О.В.	3, 91-93
Панченко Е.Ю.	7, 8	Тришкина Л.И.	32
Пархоменко Я.А.	21	Трубицына И.Б.	62, 63
Перетурина И.А.	25	Туктаров М.А.	43
Перлович Ю.А.	79, 82	Турилина В.Ю.	61, 78
Пермякова И. Е.	14	Тюренин С.	63
Петров В.И.	56	Тюрин А.И.	18
Петров Ю.В.	104	Тялин Ю.И.	12
Петрунин В.А.	35	Урцев В.Н.	86
Пирожникова О.Э.	50	Ушаков И. В.	14
Пискаленко В.В.	32	Фавстовец Д.Н.	17
Питолин В.Е.	98	Фарбер Б.Я.	19
Платов С.И.	86	Федоров В.А.	12-14
Плужникова Т.Н.	12	Федоровский Г.Д.	59, 104
Попов Л.Е.	101	Филатова О.Е.	60
Попов Н.Н.	103	Филимонова Н.И.	77
Попова Н.А.	30,33, 36, 37, 55	Филлипов Ю.И.	25
Потапов А.П.	23	Фрейдин А.Б.	9, 29
Потапов С.В.	18	Фрончик А.	42
Прокофьев Е.А.	62, 67, 69	Хмелевская И.Ю.	61-63, 78
Прокошкин С.Д.	61-63, 78	Хоник В.А.	18
Прядко А.И.	72	Хусаинов М.А.	94, 95, 102
Пульнев С.А.	22, 72	Целлермаер В.В.	30, 32, 35, 55
Пушин В.Г.	66-70	Чертов В.М.	41, 90
Разов А.И.	104	Чиванов А.В.	12
Реснина Н.Н.	28	Чигринова Н.М.	44
Рогов А.В.	72	Чой Ч.Дж.	92
Рубаник В.В.	83-88	Чувильдеев В.Н.	47-53
Рубаник В.В. (мл)	83-87	Чумляков Ю.И.	5-8
Рыклина Е.П.	78	Шарипова Л.Л.	29
Савенков Г.Г.	58	Шарьгин А.М.	65
Сарьчев В.Д.	46, 56	Шимаров А.Г.	103
Севрюгин И.В.	103	Шулика В.В.	23
Семичева Т.Г.	4	Шутова Е.В.	103
Сергунин Д.А.	20	Щепанэк Я.	45
Сехитоглу Х.	8	Юрченко К.А.	68, 70
Сивка Е.	60	Юрченко Л.И.	66-70
Сидоренко В.В.	85	Юрьев А.Б.	31
Сикилинда В.Д.	21	Ясников И. С.	38

## Содержание

		стр.
1.	<i>Бетехтин В.И., Глезер А.М., Кадомцев А.Г., Амосова О.В., Толочко О.В.</i> Избыточный свободный объем и свойства аморфных сплавов.	3
2.	<i>Барахтин Б.К., Голосиенко С.А., Семичева Т.Г.</i> Аттестация структурно-механического состояния стальных листов разной толщины после термомеханической обработки и ускоренного охлаждения.	4
3.	<i>Киреева И.В., Лузгинова Н.В., Чумляков Ю.И.</i> Скольжение и двойникование в монокристаллах аустенитных нержавеющей сталей, легированных азотом.	5
4.	<i>Захарова Е.Г., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.</i> Механизмы упрочнения и разрушения монокристаллов стали Гадфильда.	6
5.	<i>Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Захарова Е.Г., Аксенов В.Б., Чумляков Ю.И.</i> Эффект памяти формы и сверхэластичность в эквИАтомных и обогащенных никелем монокристаллах никелида титана.	7
6.	<i>Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Захарова Е.Г., Лузгинова Н.В., Аксенов В.Б., Сехитоглу Х.</i> Механические и функциональные свойства монокристаллов FeNiCoTi с $\gamma\text{-}\alpha'$ термоупругими мартенситными превращениями.	8
7.	<i>Вильчевская Е.Н., Фрейдин А.Б.</i> О влиянии пути деформирования на локализацию деформаций вследствие фазовых превращений.	9
8.	<i>Гиляров В.Л., Слуцкер А.И., Корсуков В.Е.</i> Пространственное и временное самоподобие в процессах разрушения и деформирования нагруженных материалов.	10
9.	<i>Андреев В.А., Бондарев А.Б.</i> Особенности производства сверхупругой проволоки из сплава с памятью формы на основе никелида титана.	11
10.	<i>Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Тялин Ю.И., Чиванов А.В.</i> Восстановление сплошности при воздействии электромагнитного излучения.	12
11.	<i>Федоров В.А., Карьев Л.Г., Глушков А.Н.</i> К вопросу о деформации и разрушения ионных кристаллов при микроиндентировании.	13
12.	<i>Ушаков И. В., Федоров В. А., Пермякова И. Е.</i> Сравнительный анализ изменения хрупкости отожженного металлического стекла $U$ – методом и методом микроиндентирования.	14
13.	<i>Андронов И.Н., Аленников С.Г., Богданов Н.П., Майорова Э.Г., Теплинский Ю.А.</i> Изменение механических свойств стали X70 в процессе длительного деформационного старения.	15



14.	<i>Андронов И.Н.</i> Расчет реактивных усилий и напряжений в витых пружинах из материалов с ЭПФ.	16
15.	<i>Андронов И.Н., Овчинников С.К., Фастовец Д.Н.</i> Поведение никелидтитана в условиях термоциклирования под нагрузкой.	17
16.	<i>Головин Ю.И., Иволгин В.И., Тюрин А.И., Потапов С.В., Хоник В.А., Бенгус В.З., Табачникова Е.Д.</i> О соотношении устойчивого и скачкообразного течения при динамическом индентировании объемных аморфных сплавов.	18
17.	<i>Головин Ю.И., Коренков В.В., Фарбер Б.Я.</i> Кинетика мартенситных превращений в Y-Se-TZP керамике при наноиндентировании.	19
18.	<i>Головин Ю.И., Иволгин В.И., Сергунин Д.А., Власов А.А. Лебедин М.А.</i> О некоторых закономерностях неустойчивого пластического течения при динамическом индентировании Al-Mg сплавов.	20
19.	<i>Алабут А.В., Еремеев В.А., Иванов Е.Н., Наседкин А.В., Пархоменко Я.А., Сикилинда В.Д.</i> Конечно-элементный анализ прочности остеосинтеза переломов большеберцовой кости с имплантатом из пористого никелида титана.	21
20.	<i>Бетехтин К.В., Кузьмин С.Л., Пульнев С.А., Кадомцев А.Г.</i> Дисперсное упрочнение и свойства сплава с эффектом памяти формы на основе меди.	22
21.	<i>Носкова Н.И., Шулика В.В., Потапов А.П., Корзникова Г.Ф., Корзников А.В.</i> Влияние условий нанокристаллизации на образование нанофаз и магнитные свойства аморфных сплавов на железной и кобальтовой основах.	23
22.	<i>Носкова Н.И.</i> Природа дефектов и механизм пластической деформации нанокристаллических материалов.	24
23.	<i>Носкова Н.И., Вильданова Н.Ф., Филлипов Ю.И., Перетурина И.А.</i> Структура и прочность Al-(Mg, Re, Hf, Ce, Zr, Sn, Nb) сплавов после сильной пластической деформации.	25
24.	<i>Носкова Н.И., Елкина О.А.</i> Особенности деформационного микродвойникования в нанокристаллическом титане.	26
25.	<i>Смирнов Б.И., Буренков Ю.А., Кардашев Б.К., Varela-Feria F.M., Martinez-Fernandez J., Allerano-Lopez de A.R.</i> Особенности температурных зависимостей модуля упругости биоморфных керамик карбида кремния.	27
26.	<i>Егоров С.А., Реснина Н.Н., Волков А.Е.</i> Влияние напряжений на механизмы формоизменения никелида титана при термоциклировании.	28

27.	<i>Шарипова Л.Л., Еремеев В.А., Фрейдин А.Б.</i> Влияние фазовых превращений на устойчивость деформируемых тел.	29
28.	<i>Соснин О.В., Целлермаер В.В., Попова Н.А., Иванов Ю.Ф., Коваленко В.В., Громов В.Е., Козлов Э.В.</i> Эволюция зеренной и дефектной структуры при малоцикловой усталости аустенитной стали.	30
29.	<i>Юрьев А.Б., Громов В.Е., Коваленко В.В., Козлов Э.В.</i> Формирование градиентных структурно-фазовых состояний в арматуре большого диаметра при прерывистой закалке.	31
30.	<i>Пискаленко В.В., Целлермаер В.Я., Конева Н.А., Тришкина Л.И., Громов В.Е., Козлов Э.В.</i> Эволюция структуры и механических свойств котельных сталей при эксплуатации.	32
31.	<i>Соснин О.В., Коновалов С.В., Попова Н.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В.</i> Изменение дефектной структуры марганцовистой стали при усталости.	33
32.	<i>Медведев М.В., Глезер А.М., Воронов И.Н., Громов В.Е.</i> Вязко-хрупкий переход и атомное упорядочение в сплавах на основе железо-кремний.	34
33.	<i>Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е.</i> Наноструктуры в условиях электростимулированной пластичности.	35
34.	<i>Коваленко В.В., Ветер В.В., Жулейкин С.Г., Оздоев И.Д., Попова Н.А., Козлов Э.В., Громов В.Е.</i> Формирование градиентных структур при поверхностном легировании.	36
35.	<i>Коновалов С.В., Попова Н.А., Громов В.Е., Соснин О.В., Иванов Ю.Ф.</i> Структурно-фазовые превращения в стали 45Г17ЮЗ при усталости с импульсным токовым воздействием.	37
36.	<i>Ясников И. С., Воленко А. П., Викарчук А. А.</i> Эволюция структуры в процессе роста кристаллов при электроосаждении металлов.	38
37.	<i>Викарчук А. А., Диженин В. В., Забелина Н. В., Мурсков Р. И.</i> Виды, строение и механизм формирования в электролитических ГЦК-металлах ростовых дефектов дисклинационного типа.	40
38.	<i>Чертов В.М.</i> Плотные аморфные покрытия никель-фосфор: преимущества и технологические аспекты.	41
39.	<i>Бречко Т, Фрончик А.</i> Эволюция напряженного состояния в процессе кристаллизации аморфного сплава Fe-Cu-Nb-Si-B.	42
40.	<i>Ионайтис Р.Р., Лисовой В.Ф., Туктаров М.А.</i> Пассивные инициаторы срабатывания арматурных средств безопасности.	43

41.	<i>Бречко Т.М., Чигринова Н.М.</i> Некоторые физические поля в кристаллических и нанокристаллических сплавах.	44
42.	<i>Бречко Т., Брамович М., Щепанэк Я.</i> Изменение доменной структуры магнито-мягких аморфных сплавов.	45
43.	<i>Сарычев В.Д., Грачев В.В., Громов В.Е.</i> Компьютерное моделирование образования градиентных структур в рельсовой стали и прогнозирование их свойств.	46
44.	<i>Чувильдеев В.Н.</i> Неравновесные границы зерен. теория и приложения.	47
45.	<i>Нохрин А.В., Макаров И.М., Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.</i> Процессы возврата и рекристаллизации в микрокристаллических металлах и сплавах, приготовленных методами РКУ-прессования.	48
46.	<i>Макаров И.М., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Смирнова Е.С. Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.</i> Экспериментальное и теоретическое исследование термической стабильности структуры и свойств микрокристаллических сверхпластичных алюминиевых сплавов.	49
47.	<i>Пирожникова О.Э., Сысоев А.Н., Чувильдеев В.Н., Макаров И.М., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Копылов В.И.</i> Высокоскоростная сверхпластичность микрокристаллических алюминиевых сплавов, приготовленных по технологии РКУ-прессования.	50
48.	<i>Грязнов М.Ю., Сысоев А.Н., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.</i> Исследование микрокристаллических металлов и сплавов методами внутреннего трения.	51
49.	<i>Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н.</i> Модель выделения и роста когерентных частиц второй фазы в литых и микрокристаллических алюминиевых сплавах.	52
50.	<i>Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.</i> Эффект аномального упрочнения при отжиге микрокристаллических металлов, приготовленных методами РКУ-прессования.	53
51.	<i>Зубцов В.И. Баранов В.В., Костюкевич А.А.</i> Измерительные датчики механических напряжений для получения информации о напряженном состоянии с целью изучения прочности конструкционных материалов.	54
52.	<i>Гагауз В.П., Попова Н.А., Иванов Ю.Ф., Коваленко В.В., Козлов Э.В., Громов В.Е., Целлермаер В.Я.</i> Формирование градиентных структур в толстых сварных швах.	55
53.	<i>Грачев В.В., Сарычев В.Д., Петров В.И., Громов В.Е.</i> Повышение эксплуатационной стойкости рельсов путем создания в них градиентных структур.	56
54.	<i>Панов А.Д.</i> Особенности определения диаграммы сдвига материала при конечных деформациях.	57

55.	<i>Скотникова М.А., Савенков Г.Г., Крылов Н.А</i> Структурно-фазовые превращения в двухфазных сплавах при импульсном нагружении.	58
56.	<i>Федоровский Г.Д.</i> О возможностях и взаимосвязи кинетической и эндохронной теорий прочности.	59
57.	<i>Квят О.В, Филатова О.Е., Сивка Е.</i> Влияние горячей деформации на структуру и упрочнение азотсодержащих хромистых сталей.	60
58.	<i>Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Браиловский В., Турилина В.Ю., Коротвицкий А.В., Инаекян К.Э.</i> Функциональные свойства Ti-Ni с памятью формы, подвергнутых нтмо с последеформационным нагревом.	61
59.	<i>Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д., Добаткин С.В., Столяров В.В., Трубицына И.Б., Прокофьев Е.А.</i> Структура и свойства сплавов на основе Ti-Ni, подвергнутых интенсивной пластической деформации.	62
60.	<i>Коротвицкий А.В., Трубицына И.Б., Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Браиловский В., Тюрени С.</i> Параметры решетки мартенсита в бинарных сплавах Ti-Ni с памятью формы.	63
61.	<i>Капуткин Д.Е.</i> Распределение структур и свойств в инструментальных сталях после закалки с нагревом сфокусированным светом.	64
62.	<i>Какулия Ю.Б., Шарыгин А.М.</i> Численное решение краевой задачи механики для материалов со сложными функциональными свойствами.	65
63.	<i>Пушин В.Г., Кунцевич Т.Э., Куранова Н.Н., Юрченко Л.И.</i> Высокопрочные сплавы на основе никелида титана с ЭПФ, синтезированные сверхбыстрой закалкой расплава.	66
64.	<i>Пушин В.Г., Столяров В.В., Валиев Р.З., Коуров Н.И, Куранова Н.Н., Прокофьев Е.А., Юрченко Л.И.</i> Структурные и фазовые превращения в сплавах на основе никелида титана, полученных интенсивной пластической деформацией кручением под давлением.	67
65.	<i>Пушин В.Г., Юрченко Л.И., Юрченко К.А., Коуров Н.И.</i> Особенности мартенситных превращений в тройных сплавах TiNiMn с ЭПФ.	68
66.	<i>Пушин В.Г., Столяров В.В., Валиев Р.З., Валиев Э.З., Коуров Н.И, Куранова Н.Н., Прокофьев Е.А., Юрченко Л.И.</i> Структурные и мартенситные превращения в сплаве TiNi, подвергнутом многократному равноканальному угловому прессованию.	69
67.	<i>Пушин В.Г., Юрченко Л.И., Юрченко К.А.</i> Особенности мартенситных превращений и структура тройных B2-сплавов NiMnAl и NiMnTi.	70

68.	<i>Ермолаев Г.Н., Глебов В.А.</i> Мартенситные переходы и механические свойства в щелочно- галоидных кристаллах при высоких давлениях.	71
69.	<i>Вяххи И.Э., Пульнев С.А., Прядко А.И., Рогов А.В., Бетехтин К.В.</i> Приводные устройства на сплавах с эффектом памяти формы.	72
70.	<i>Вьюненко Ю.Н.</i> Некоторые проблемы в работе силовых элементов с ЭПФ.	74
71.	<i>Беляев С.П., Волков А.Е., Евард М.Е., Лескина М.Л., Смертина М.В.</i> Эффекты памяти формы в никелиде титана после знакопеременного пластического деформирования.	75
72.	<i>Мышляев М.М., Мазилкин А.А., Камалов М.М.</i> Структура и фазовый состав алюминий-литиевого сплава после РКУ прессования.	76
73.	<i>Ложников Ю.И., Филимонова Н.И.</i> Структура и упрочнение при деформации аустенитных азотсодержащих сталей.	77
74.	<i>Рыклина Е.П., Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д., Ипаткин Р.В., Турилина В.Ю.</i> Устройство для клипирования сосудов и фиксирования мягких тканей.	78
75.	<i>Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г.</i> Закономерности субструктурной неоднородности деформированных металлических материалов.	79
76.	<i>Котречко С.А., Стеценко Н.Н.</i> Физическая природа анизотропии прочности деформированных металлов и сплавов в хрупком состоянии.	80
77.	<i>Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А.</i> Распределение плотности с- и а-дислокаций в трубах из сплавов на основе циркония.	82
78.	<i>Вьюненко Ю.Н., Вьюненко Л.Ф., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл.,</i> Формовосстановление сплавов с эффектом памяти формы при ультразвуковом воздействии.	83
79.	<i>Рубаник В.В.(мл.), Рубаник В.В., Мясоедов А.В., Бегунов М.А.</i> Мартенситные превращения в сплаве TiNi под нагрузкой в ультразвуковом поле.	84
80.	<i>Беляев С.П., Волков А.Е., Сидоренко В.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В.мл.</i> Особенности механического поведения TiNi при ультразвуковом нагружении.	85
81.	<i>Урцев В.Н., Платов С.И., Клековкина Н.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В.мл., Бабило Н.Н</i> Волочение TiNi проволоки.	86
82.	<i>Клубович В.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл.</i> Задание обратимой памяти формы ультразвуковым воздействием.	87

83.	<i>Джежора А.А., Рубаник В.В.</i> Исследование ортотропных материалов электроемкостными методами неразрушающего контроля.	88
84.	<i>Старенченко С.В., Старенченко В.А., Замятина И.П., Пантюхова О.Д.</i> Закономерности и математическое моделирование деформационного разрушения дальнего атомного порядка в упорядоченных сплавах и интерметаллидах.	89
85.	<i>В.М.Чертов</i> Технология термообработки и критерии разрушения рельсов и рельсовых подкладок	90
86.	<i>Мухамад Абдель, Новиков Е.В., Гюлиханданов Е.Л., Ларионова Т.В., Толочко О.В.</i> Многокомпонентные аморфные сплавы на основе системы железо-бор-углерод.	91
87.	<i>Толочко О.В., Ким Дж.Ч., Чой Ч.Дж., Ким Б.К.</i> Получение наночастиц карбида вольфрама методом конденсации из паровой фазы.	92
88.	<i>Гончукова Н.О., Толочко О.В.</i> Внутренние напряжения в аморфных покрытиях сплавов 2НСР и 71КНСР, полученных методами газотермического напыления на металлическую подложку.	93
89.	<i>Хусаинов М.А., Вяххи И.Э.</i> Характерные особенности разрушения сферических сегментов из сплава с памятью формы.	94
90.	<i>Хусаинов М.А., Волнянская О.Ю.</i> Механическое поведение сплавов на основе никелида титана при термоциклировании и заданной жесткости контрпружины.	95
91.	<i>Лычагин Д.В., Теплякова Л.А.</i> Причины фрагментации сдвига в ГЦК монокристаллах при деформации сжатием.	96
92.	<i>Егоров В.В.</i> Расчетная модель колебаний шпренгельных систем с составной балкой жесткости.	97
93.	<i>Питолин В.Е., Грижневич А.А.</i> Автоматизированный контроль основных параметров с целью обеспечения долговечности эксплуатационного оборудования.	98
94.	<i>Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Геттингер М.В., Норкин В.В.</i> Релаксация напряжений и скоростная чувствительность в сплавах с аномальной зависимостью механических свойств.	99
95.	<i>Колупаева С.Н., Ерыгина Е.В., Ковалевская Т.А.</i> Математическое моделирование пластической деформации скольжением в г.ц.к. материалах с некогерентной упрочняющей фазой.	100
96.	<i>Слободской М.И., Попов Л.Е.</i> Влияние термически активируемых процессов на напряжение старта дислокационного источника.	101

97.	<i>Хусаинов М.А., Пазгалов А.Ф., Летенков О.В.</i> Автоматизированная установка для проведения длительных испытаний сферических сегментов из сплавов с памятью формы.	102
98.	<i>Попов Н.Н., Ларькин В.Ф., Севрюгин И.В., ШUTOва Е.В., Суровов В.П., Шимаров А. Г.</i> Влияние геометрических параметров муфт из никелида титана на несущую способность термомеханического соединения трубопроводов.	103
99.	<i>Груздков А.А. , Кривошеев С.И. , Разов А.И. , Петров А.А., Петров Ю.В., Федоровский Г.Д.</i> Функционально-механические свойства сплава титан при высокоскоростном магнитно-импульсном нагружении.	104
100.	ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	105
101.	СОДЕРЖАНИЕ	107

