

Межгосударственный координационный совет по физике прочности  
и пластичности материалов  
Санкт-Петербургский государственный университет  
ООО «Альфа Технологии»

**Материалы LXVI Международной конференции  
«Актуальные проблемы прочности» (АПП-2023)  
23-27 сентября, Зеленогорск, Санкт-Петербург, Россия**

Санкт-Петербург, 2023

**Спонсоры конференции:**

ООО «ГРУППА АЙ-ЭМ-СИ», [www.imc-systems.ru](http://www.imc-systems.ru) (информация на стр.9)



## НЕРАВНОВЕСНАЯ ФИЗИКА ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

Зуев Л.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

[lbz@ispms.ru](mailto:lbz@ispms.ru)

Изучение природы пластической деформации твердых тел в течение нескольких последних десятилетий привело к важному заключению о том, что пластическое течение протекает локализованным образом на любом этапе. Эта закономерность прослеживается на всех масштабных уровнях процесса. Явление макролокализации характерно для любых материалов и любых условий нагружения, а кинетика очагов макролокализации определена стадийностью кривой нагружения материала.

Экспериментальные исследования последних лет показали, что все закономерности эволюции картин макролокализации удовлетворительно описываются в рамках автоволновой концепции, согласно которой очаги макроскопической локализации пластичности формируют автоволну локализованной пластичности. Из общих принципов механики деформируемого твердого тела выведены автоволновые уравнения пластического течения и рассмотрены их решения, позволяющие объяснить характер генерации различных автоволновых мод на разных стадиях упрочнения. При этом возникающая автоволновая мода однозначно связана с законом деформационного упрочнения, действующим на данной стадии процесса. Установлено, что генерации автоволновых мод соответствуют разные типы активных деформируемых сред на разных этапах пластического течения. Выполнение этой закономерности прослежено в экспериментах, проведенных на моно- и поликристаллах с ГЦК, ОЦК и ГПУ кристаллическими решетками, в твердых растворах замещения и внедрения, а также в экспериментах, проведенных при пониженных температурах. Эта закономерность была названа *Правилом соответствия* для автоволновых процессов пластического течения.

Показано, что понятие активной деформируемой среды отвечает известному в теории дислокаций описанию элементарного акта пластической деформации, отвечающего релаксации концентратора напряжений с рождением дислокационных скоплений в его ходе. В работе прослежена также взаимная дополнительность между развиваемым подходом и подходом теории дислокаций к проблеме пластичности.

Обработка экспериментальных данных, полученных при пластическом течении этих материалов позволила обнаружить существование двух инвариантов пластической деформации. Первый из них - деформационный - связывает характеристики автоволн локализованной пластичности с характеристиками распространения упругих волн в твердых телах. Второй инвариант - массовый - указывает на существование эффективной массы, связанной с автоволновыми деформационными процессами и в пределах точности эксперимента не зависящей от сорта деформируемого вещества.

В работе показано, что из названных инвариантов возможно вывести ряд следствий, которые связаны с природой пластического течения и позволяют с единой точки формулировать дополнительные соображения о характере микромеханизмов пластического течения. В частности, в рамках автоволнового подхода удалось объяснить различие и сходство между деформациями Людерса и Портевена-Ле Шателье и установить условия, при которых они могут сменять друг друга. Удалось установить характер изменений автоволновой картины пластического течения при образовании твердых растворов замещения (Cu-Ni) и внедрения (Me-H).

В рамках развиваемого подхода удалось связать автоволновые характеристики пластического течения с решеточными характеристиками деформируемой среды, такими как параметр Дебая, параметры кристаллической решетки и скорости распространения продольных и поперечных упругих волн.

*Работа выполнена при поддержке грантом № 21-19-00075 Российского научного фонда.*

**НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ И ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ  
ИХ РЕЛАКСАЦИИ В ТРУБЧАТЫХ ВКЛЮЧЕНИЯХ КОНЕЧНОЙ  
ДЛИНЫ**

**Гуткин М. Ю.<sup>1-3</sup>, Мордасова Е. А.<sup>1</sup>, Колесникова А. Л.<sup>1,2</sup>,  
Романов А. Е.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия,*

<sup>2</sup>*Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>3</sup>*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
Санкт-Петербург, Россия*

[m.y.gutkin@gmail.com](mailto:m.y.gutkin@gmail.com)

Впервые построена упругая модель трубчатого дилатационного включения конечной длины в бесконечной упруго-однородной изотропной матрице. Подобные включения привлекают большое внимание в различных областях физического материаловедения, от наноразмерных квантовых колец в полупроводниковых наногетероструктурах до микроскопических трубчатых симплектических включений в минерале оливине метеоритного происхождения.

Образование таких включений вызывает появление упругих полей из-за несоответствия кристаллических решеток и коэффициентов теплового расширения включения и матрицы. Эти упругие поля и их релаксация, которая происходит за счет формированием дефектов несоответствия, существенно сказываются на свойствах подобных композитных систем, что вызывает большой интерес к изучению напряжений несоответствия и механизмов их релаксации.

В работе показано, что внутри включения, в полости, заполненной матрицей, уровень нормальных радиальных и окружных напряжений намного (в исследованном случае – на порядок) ниже, чем в стенке включения. При увеличении радиуса внутренней полости окружные напряжения в стенке возрастают, а снаружи от нее – убывают.

Предложен механизм релаксации этих напряжений за счет образования в разных местах прямоугольного сечения включения малых прямоугольных призматических дислокационных петель (ПДП). Ранее этот механизм исследовался применительно к наночастицам и нанопроволокам типа «ядро-оболочка». Получены и исследованы изменения полной энергии системы, вызванные образованием ПДП разной формы в разных точках прямоугольного сечения включения.

Показано, что наиболее предпочтительное место образования ПДП – это область в середине сечения стенки включения у ее внутренней границы. При этом наиболее предпочтительны ПДП, вытянутые вдоль этой границы. Критическое несоответствие, при котором образование этих ПДП становится энергетически выгодным, уменьшается с увеличением внешнего радиуса трубчатого включения и отношения его внутреннего и внешнего радиусов, и с уменьшением длины включения. Таким образом, оказалось, что включения в виде плоских колец относительно больших радиусов с более тонкими стенками наименее устойчивы к рассмотренному способу релаксации напряжений несоответствия.

*Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект тематики научных исследований №2019-1442 (код научной темы FSER-2020-0013).*

**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ В ПРОЦЕССАХ  
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ  
МАТЕРИАЛОВ**

**Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Луцко В.Ф.<sup>1</sup>, Гусакова С.В.<sup>2</sup>, Ломач М.С.<sup>1</sup>, Рубаник В.В.мл.<sup>1</sup>,  
Wenjing W.<sup>3</sup>, Yaohua Y.<sup>3</sup>, Задорожный В.С.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

<sup>3</sup>Пекинский университет науки и техники, Пекин, КНР

<sup>4</sup>ООО «УЛЬТРА-РЕЗОНАНС», Екатеринбург, Россия

[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

Ультразвуковая обработка (УЗО) является одним из высокоэффективных методов влияния, как на силовые условия деформирования, так и микроструктуру и физико-механические свойства материалов. За счет ультразвукового воздействия возможно снятие внутренних напряжений в деформированных металлах, повышение характеристик пластичности (акустопластический эффект), улучшение структуры металлов при литье и др. При этом, в зависимости от состояния металла и параметров УЗО, можно достичь как упрочнения металла, так и его разупрочнения. Эффективно и оправданно использование ультразвуковых колебаний (УЗК) при обработке металлов давлением: волочение, прокатка, поверхностное пластическое деформирование, прессование, в том числе равноканальное угловое (РКУП), обеспечивающее объемное наноструктурирование металлических материалов. При этом свойства наноструктурированных материалов определяются методами их получения. В настоящее время наиболее распространены и изучены методы интенсивной пластической деформации (ИПД) за счет равноканального углового прессования (РКУП) и кручения под высоким давлением (КВД). Однако влияние ультразвуковой энергии на деформационное поведение и свойства металлических материалов при равноканальном угловом прессовании изучены не достаточно. Это в первую очередь связано с трудностями подвода УЗК в зону деформирования

В качестве образцов для РКУП с наложением УЗК использовали цинк 99,9 мас.% и алюминиевый сплав А7. Заготовки имели длину 20 мм, диаметр - 5 мм. Источником УЗК служил ультразвуковой генератор мощностью 4,0 кВт с магнитострикционным преобразователем ПМС-15А-18. Частота колебаний составляла 18 ~ кГц, амплитуда колебаний ~ 30 мкм. Процесс РКУП осуществляли при комнатной температуре. Для выявления закономерностей изменения структуры использовали оптический микроскоп MICRO-200. Зеренную структуру исследовали с помощью растрового электронного микроскопа марки LEO1455VP с дифракционной приставкой фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel5. Микротвердость образцов определяли при помощи микротвердомера AFFRI-MVDM8.

Установлено, что наложение УЗК при РКУП цинка и алюминиевого сплава А7 приводит к снижению усилия прессования в 1,5-2 раза и изменению структуры металла по сравнению с РКУП без УЗК.

Таким образом можно утверждать, что ультразвуковое воздействие в процессе РКУП позволяет существенно изменить силовые характеристики процесса и свойства материала.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект T22КИТГ-011).*

**ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ  
ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЙ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ СРЕДАХ**

**Р.З. Валиев**

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

[ruslan.valiev@ugatu.su](mailto:ruslan.valiev@ugatu.su)

К настоящему времени разработан целый ряд методов получения объемных наноструктурных материалов, но особый интерес представляет использование интенсивной пластической деформации (ИПД), сочетающей обработку материалов сверхбольшими деформациями в условиях высоких приложенных давлений [*Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications (John Wiley & Sons, Inc., 2014, Annual Review of Materials Research 52:1 (2022))*].

В работе рассмотрены принципы наноструктурирования различных металлических материалов при обработке методами ИПД, связанные с образованием ультрамелких зерен и развитием необычных фазовых превращений, приводящих к образованию зернограницных сегрегаций и наноразмерных выделений вторичных фаз. Недавние комплексные исследования свидетельствуют о том, что морфология и плотность этих наноструктурных особенностей определяются режимами ИПД обработки (температурой, условиями деформации, величиной приложенного давления). Это позволяет создавать наноматериалы с перспективными многофункциональными свойствами, сочетающими высокие механические (очень высокая прочность и пластичность, сверхпластичность) и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.) [*Progress in Materials Science 94, pp. 462-540 (2018), Materials Research Letters 9, pp. 475-482 (2021)*]. Особое внимание уделяется физической природе и использованию многофункциональных наноматериалов для их инновационных применений в медицине и технике, в частности в условиях агрессивных сред, где материалы подвергаются одновременно большому нагрузкам, коррозии и абразивному износу.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (проект № 22-19-00445)*

**ДЕФОРМАЦИЯ ХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ:  
ОТ УПРУГОСТИ ДО РАЗРУШЕНИЯ**

**Хон Ю.А.**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

[khon@ispms.ru](mailto:khon@ispms.ru)

Отличительная особенность хрупких твердых тел состоит в том, что их деформация определяется зарождением и ростом трещин при небольшом отклонении от линейной зависимости напряжения от деформации. Экспериментальные данные показывают, что разрушению образца при одноосном растяжении всегда предшествует локализация неупругой обратимой деформации, проявляющаяся в виде шейки, характерные размеры которой могут достигать тысячи нанометров при напряжении  $\sigma_0 \sim 100$  МПа. Это напряжение на несколько порядков меньше теоретической прочности  $\sigma_{th}$ . При нагрузке  $(\sigma - \sigma_0)/\sigma_0 \ll 1$  образец разрушается. Образование трещины связывается с разрывом межатомных связей. Вопрос о механизме локализации неупругой деформации, зарождения и распространения трещины при  $\sigma \ll \sigma_{th}$  до сих пор остается дискуссионным. Основная причина такого положения дел состоит в том, что в существующих подходах и моделях деформируемой среды неявно предполагается выполнимость адиабатического приближения. Как следствие, все процессы структурной релаксации в деформируемой среде определяются только термически активированными смещениями при колебаниях атомов. Выполнимость адиабатического приближения ограничена, как известно, изолированными системами.

Деформируемая среда является открытой системой ядер и электронов, динамика атомов в которой определяется как термически активированными смещениями, так и динамическими смещениями при неадиабатических переходах атомов Ландау-Зинера. В докладе деформируемая одноосным растяжением среда рассматривается как открытая неравновесная система ядер и электронов. Структурная релаксация среды начинается с возбуждения динамических смещений, определяющих неупругую деформацию, которая инициирует неустойчивость среды относительно продольной волны смещений (упругую деформацию). Динамика структурной релаксации описывается двумя нелинейными кинетическими уравнениями параболического типа для динамических параметров порядка. Найдены условия локализации неупругой деформации. Локализованные решения представляют автосолитоны. Возбуждение автосолитонов приводит к локальному удлинению образца и уменьшению его поперечного сечения. Образующаяся при этом «шейка» представляет докритическую трещину.

В шейке образца рассмотрены два типа динамических смещений и определяемые ими две стадии зарождения трещины. На первой стадии динамические смещения атомов приводят к дополнительной неупругой деформации. При достижении порогового значения деформации наступает вторая стадия, на которой деформируемая среда становится неустойчивой относительно динамических смещений атомов в положении, характерные для свободной поверхности (разрыва межатомных связей). Развитие неустойчивости приводит к зарождению и распространению трещины. Динамические смещения атомов в области локализованной неупругой деформации характеризуются двумя динамическими параметрами порядка. Динамика зарождения трещины описывается двумя связанными нелинейными уравнениями параболического типа для динамических параметров порядка. Рассмотрены условия развития гомогенного и гетерогенного механизма зарождения и распространения трещины.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.*

**МЕЗО-МАКРО ЭНЕРГООБМЕН В УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССАХ**

**Мещеряков Ю.И., Коновалов Г.В., Жигачева Н.И., Диваков А.К.**

*Россия. Институт Проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург*

[ym38@mail.ru](mailto:ym38@mail.ru)

Параллельно выполнено три типа исследования ударно-волнового поведения конструкционных материалов: (1) интерферометрическая регистрация локального отклика мишеней, (2) моделирование процесса динамического деформирования на мезоуровне, (3) микроструктурные исследования. Ударные испытания ряда материалов (медь, алюминевые и титановые сплавы, стали) показали, что смена масштабного уровня динамического деформирования и разрушения происходит пороговым образом. В «запороговой» области скоростей деформации происходит разбиение мезочастиц (элементарных носителей динамической деформации на мезоуровне) на две группы – низкоскоростная и высокоскоростная. Интерферометрическая методика позволяет регистрировать в реальном масштабе времени две важных характеристики многомасштабного ударно-волнового процесса – разброс по скоростям элементарных носителей деформации на мезоуровне и дефект массовой скорости (резкое изменение массовой скорости на плато импульса сжатия). Данная методика также позволила зафиксировать осцилляции пластического течения при переходе процесса динамического деформирования в «запороговую» область скоростей деформации. Выявлено наличие локальных ускорений и торможений структурных элементов материала мезоуровня. Эти процессы проявляются и том, что на свободной поверхности ударно-деформируемых образцов, в локальных участках мишеней размером 70–100  $\mu\text{m}$ , фиксируются как положительные, так и отрицательные значения дефекта скорости (изменение массовой скорости). Релаксационная модель распространения ударной волны допускает наличие осцилляций пластического течения на мезоуровне и позволяет определить период осцилляций. При совпадении периода осцилляций с характерными размерами мезоструктуры происходит резонансная раскачка структурных элементов, которая регистрируется скоростным интерферометром на временных профилях массовой скорости. Показано, что резонансная раскачка структуры в локальных областях деформируемого материала является *триггерным механизмом*, инициирующим смену механизма трещинообразования. Именно данный механизм обеспечивает смену масштабного уровня динамического деформирования и разрушения. В этих условиях разброс мезочастиц по скоростям резко увеличивается, в то время как дефект массовой скорости становится отрицательным, свидетельствуя о локальных ускорениях структурных элементов на мезоуровне. Величина отрицательного дефекта массовой скорости, количественно характеризующая процессы локального ускорения мезочастиц, определяет так называемую начальную стадию динамического разрушения материала (incipient stage of dynamic fracture). Именно эта стадия определяет последующее макроскопическое разрушение материала при ударном нагружении. Микроструктурные исследования образцов показывают, что изменение механизма динамического разрушения происходит по схеме: при скоростях деформации ниже пороговой величины, динамическое разрушение протекает по зернограничному механизму, в котором трещины огибают конгломераты зерен. При достижении пороговой скорости деформации, зернограничный механизм разрушения сменяется транскристаллитным разрушением с хаотическим распределением микротрещин по пространству и направлению.



## ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Минин М.Г.

ООО «Группа Ай-Эм-Си», г. Москва, РФ

[minin@imc-systems.ru](mailto:minin@imc-systems.ru)

Хорошо известно, что материалы и конструкции, применяемые в ответственных изделиях, должны испытываться с высокой степенью надежности и приближенности к реальным условиям эксплуатации для того, чтобы гарантировать их работоспособность во всех режимах работы, во всех климатических зонах и на протяжении всего заявленного срока эксплуатации.

В этой связи процесс испытаний физико-механических свойств материалов приобретает особую важность – от выносливости и долговечности материала напрямую зависит работоспособность деталей узлов, экономическая эффективность и, зачастую, энергетическая безопасность.

Компания Sinotest - часть крупного машиностроительного холдинга Sinomach (КНР) (осн. 1958) занимается производством и обслуживанием оборудования для всех современных видов испытаний. Производственная база компании позволяет изготавливать в едином цикле все основные (гидроцилиндры, маслостанции, контроллеры) и вспомогательные (системы питания, сигнализации, печи и камеры, оснастка) системы. В линейке оборудования компании представлены все современные направления испытаний.

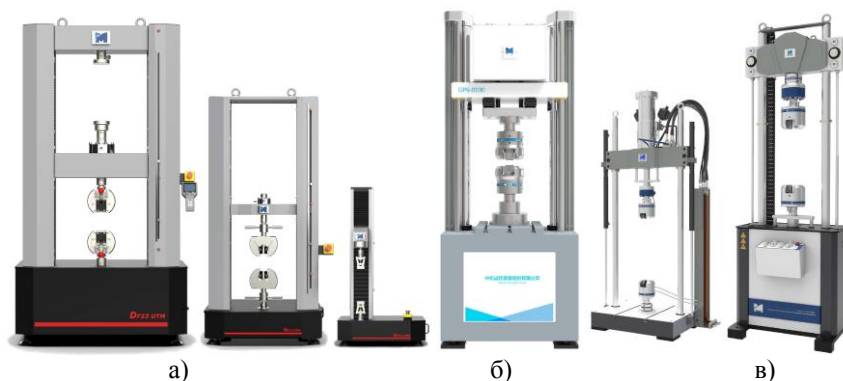
Производственный комплекс компании располагается в г. Чанчунь (провинция Гиринь) - крупнейшем машиностроительном кластере КНР. Среди заказчиков такие известные корпорации как FAW, BAIC, VOLVO и многие другие. Более 2000 кв.м. цеховых площадей, собственное КБ и опытно-промышленный отдел позволяют производить все основные компоненты в рамках единого цикла изготовления, что обеспечивает их совместимость и интегрируемость в конструкцию.

Статические испытания

- Универсальные электромеханические машины DF23
- Гидравлические испытательные машины серии DF6x, 7x

Усталостные испытания

- Машины с непосредственным воздействием для испытаний на ползучесть и длительную прочность серии RDL
- Машины испытаний на ползучесть рычажного типа серии RDJ
- Электромагнитные испытательные машины резонансного типа серии G
- Сервогидравлические испытательные машины серии SDZ
- Стенды для правки длинных деталей типа «вал».



Общий вид оборудования а) Электромеханические машины, б) Электромагнитные машины, в) Сервогидравлические машины.

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ЭФФЕКТЫ ПЛАСТИФИКАЦИИ  
В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ**

**Орлова Т.С.<sup>1,2</sup>, Мавлютов А.М.<sup>1</sup>, Садыков Д.И.<sup>1,2</sup>, Мурашкин М.Ю.<sup>1</sup>,  
Скиба Н.В.<sup>1</sup>, Гуткин М.Ю.<sup>2,3</sup>**

<sup>1</sup>Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,

<sup>2</sup>Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup>Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

[orlova.t@mail.ioffe.ru](mailto:orlova.t@mail.ioffe.ru)

Достижение одновременно высокой прочности и высокой пластичности ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов является актуальной задачей современного физического материаловедения. Недавно был предложен новый подход для значительного увеличения пластичности УМЗ Al и УМЗ сплава Al-0.4Zr при сохранении высокого уровня прочности. Этот подход заключается в применении дополнительной деформационно-термической обработки (ДТО), состоящей из низкотемпературного кратковременного отжига и последующей небольшой дополнительной деформации. Была предложена теоретическая модель, описывающая достигнутый таким образом эффект пластификации (ЭП) в УМЗ Al. Предполагалось, что дополнительная деформация вносит добавочную плотность дислокаций в релаксированную отжигом структуру большеугловых границ зерен (ГЗ), способствуя тем самым эмиссии решеточных дислокаций из ГЗ при последующем нагружении материала и, следовательно, увеличению пластичности.

В настоящей работе изучалось влияние подобной ДТО на микроструктуру и результирующие характеристики прочности, пластичности и электропроводности низколегированных сплавов Al-Cu-Zr и Al-Mg-Zr с УМЗ структурой, сформированной интенсивной пластической деформацией кручением под высоким давлением (ИПДК).

Показано, что отжиг при 125 °С в течение 4 ч и дополнительная ИПДК на 0.25 оборота при комнатной температуре дают значительное увеличение пластичности ( $\delta \sim 11\%$ ) в сплаве Al-Cu-Zr при сохранении высокой прочности ( $\sigma_{UTS} \sim 465$  МПа) и функциональной электропроводности ( $\sim 47.2\%$  IACS). Определены температурный интервал существования ЭП и энергии активации пластического течения в состояниях до отжига, после отжига и после последующей дополнительной ИПДК деформации.

На основе обнаруженных изменений в структуре ГЗ предложена теоретическая модель, описывающая микромеханизм повышения пластичности в УМЗ сплаве Al-Cu-Zr после ДТО. В рамках модели показано, что нанопреципитаты вторичной фазы Al<sub>2</sub>Cu в ГЗ становятся мощными источниками решеточных дислокаций в случае наличия около них большого количества внесенных зернограницных дислокаций.

В УМЗ сплавах Al-Mg-Zr с концентраций 0.5-1.2 Mg (мас.%) обнаружен ЭП (увеличение пластичности в 2.5–5 раз при сохранении прочности на уровне  $\sim 80\%$  от прочности до применения ДТО). Показано, что замена в режиме ДТО обычного отжига на дополнительную ИПДК при повышенной температуре приводит к значительному увеличению ЭП в УМЗ сплаве Al-0.53Mg-0.27Zr. В результате получено сочетание высоких значений прочности ( $\sigma_{UTS} \approx 370$  МПа), пластичности ( $\delta \approx 15\%$ ) и электропроводности ( $\sim 53\%$  IACS). Такая комбинация свойств превосходит подобные характеристики, достигнутые у разрабатываемых УМЗ сплавов Al-Fe и Al-Cu-Zr, а также у ряда коммерческих сплавов на основе системы Al-Zr. Обсуждается роль зернограницных сегрегаций Mg в реализации пластичности до и после ДТО.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №22-19-00292).*

**КИНЕТИКА АТОМНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В ЗОЛОТО-МЕДНЫХ СПЛАВАХ  
ВБЛИЗИ СТЕХИОМЕТРИИ Cu–50ат.%Au****Волков А.Ю., Новикова О.С., Волкова Е.Г., Подгорбунская П.О., Комкова Д.А.,  
Гаврилова А.А., Згибнев Д.А.***ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*[volkov@imp.uran.ru](mailto:volkov@imp.uran.ru)

Несмотря на многовековое использование золота, бинарная система Cu-Au до сих пор подробно не исследована для составов с отклонением от стехиометрии. К примеру, нестехиометрический сплав Cu-56ат.%Au нашел применение в технике в качестве коррозионностойких проводников слабых электрических сигналов. Однако, кинетика атомного упорядочения ( $A1 \rightarrow L1_0$ ) этого сплава не выяснена, температурный интервал максимальной скорости реакции не определен, не изучена эволюция микроструктуры и физико-механических свойств в зависимости от исходного состояния образцов. Целью данной работы являлось исследование кинетики атомного упорядочения в нестехиометрическом сплаве Cu-56ат.%Au и использование полученных результатов для формирования высокопрочного состояния с пониженным электросопротивлением.

Для работы были взяты образцы сплава Cu-56ат.%Au, которые находились в двух исходных состояниях: разупорядоченных либо закалкой от 600°C, либо пластической деформацией на 75%. Рентгеноструктурный анализ и измерение микротвердости проводили на пластинках толщиной 0,3 мм, резистометрию выполняли на длинных тонких проволоках диаметром 0,25 мм, механические испытания на растяжение проводили на проволочных образцах Ø1,5 мм. Микроструктуру образцов на различных этапах атомного упорядочения изучали с применением сканирующей и просвечивающей микроскопии. Отжиги проводили в интервале температур от 200 до 375°C. Продолжительность отжигов составляла от 15 минут до 4-х месяцев. Для сравнения также были исследованы образцы эквиатомного сплава Cu-50ат.%Au.

В результате работы надежно установлено, что максимальная скорость атомного упорядочения ( $A1 \rightarrow L1_0$ ) в сплаве Cu-56Au приходится на 250°C. При этом, скорость реакции крайне мала: для завершения перестройки структуры в исходно закаленном сплаве требуется отжиг продолжительностью 2 месяца. Кинетика превращения беспорядок  $\rightarrow$  порядок в предварительно деформированном сплаве еще ниже (по нашим оценкам, приблизительно на порядок). Для сравнения: скорость формирования атомного порядка в эквиатомном сплаве Cu-50Au при 250°C составляет  $\sim 2$  часа. После термообработки максимальной продолжительности удельное электросопротивление исходно закаленного сплава Cu-56Au снижается до:  $\rho = 7,04 \times 10^{-8}$  Ом·м, что меньше литературных данных. С использованием различных методик была проведена оценка степени дальнего порядка после отжигов различной продолжительности. Показано, что степень дальнего порядка, определенная на основе РСА-данных, хорошо совпадает с оценками, выполненными по результатам резистометрии. Обнаружено, что на начальных этапах атомного упорядочения микротвердость образцов увеличивается и проходит через максимум (через  $\sim 1$  неделю отжигов). На основе полученных результатов предложен способ формирования высокопрочного состояния в упорядоченных по типу  $L1_0$  золото-медных сплавах. Отжиг исходно деформированных образцов при температуре 250°C в течение 24 часов приводит к росту предела текучести на 15% (до  $\sigma_{0,2} = 995$  МПа), удлинение до разрыва увеличивается с 1 до 5%, удельное электросопротивление при этом составляет  $\rho = 8,5 \times 10^{-8}$  Ом·м. Обнаруженный эффект упрочнения при отжиге вызван формированием субмикроструктурной структуры с высокой плотностью дислокаций, наследованных от предварительной деформации и потерявших свою подвижность в упорядоченной структуре.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №21-13-00135).

**ФОРМИРОВАНИЕ ДИССИПАТИВНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПО ДАННЫМ ЛИНЕЙНОЙ ЛОКАЦИИ И СПЕКТРА МОЩНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ НА 4-х МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ**

**Лексовский А.М.<sup>1</sup>, Баскин Б.Л.<sup>1</sup>, Ржевкин В.Р.<sup>2</sup>, Атрошенко С.А.<sup>3</sup>, Якушев П.Н.<sup>1</sup>, Азимов Ш.Ш.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup> *Физико-технический институт им. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>2</sup> *ООО ДИАПАК, Москва, Россия*

<sup>3</sup> *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>4</sup> *Физико-технический институт им. Умарова ТАН, Душанбе, Таджикистан*  
[a.leks2007@mail.ru](mailto:a.leks2007@mail.ru)

Ранее на основе комплексного использования явления акустической эмиссии, SEM in situ и лазерной интерферометрии были проведены исследования зарождения и развития микро / мезо трещин в модельных и конструкционных материалах. Эти результаты позволяют рассматривать разрушение / деформацию как энерго диссипативный процесс.

Использовался 8- канальный прибор PAC DISP (Mistras Group) с 16-битным АЦП и частотой оцифровки 10 MHz, что обеспечивает высокую производительность ( $10^4 \text{ s}^{-1}$ ) и построение ряда параметров процесса в реальном времени. Динамический диапазон лучше 82 dB. Применялись широкополосные активные датчики ISPK301 с полосами для спектрального анализа: (195.313÷395.508) kHz, (395.508÷595.703) kHz, (595.703÷795.898) kHz, (795.898÷996.094) kHz.

В качестве объекта исследования использовались: ст3 в состоянии поставки и сталь 10ХСНД. Образцы из листового материала ст3 с размером зерна 30-50  $\mu\text{m}$  были в виде двусторонней лопатки с рабочей частью (170 x 4 x 12.5) mm. Образцы стали 10ХСНД размером 100×11×30 mm были вырезаны из зоны растяжения полок двутавра с высотой стенки 195 mm после  $10^5 \div 10^7$  циклов вибрации при 3-хточечном изгибе. Одноосное растяжение образцов производилось на испытательных машинах 1231-Y10 и Zwick / Roell Z100 в диапазоне скоростей перемещения захватов 1÷50 mm/min. Как показывает эксперимент, после прохождения площадки текучести и небольшого участка упрочнения кривая энергии АЭ начинает активно падать, затем быстро выполаживается и вплоть до момента ускоренного развития шейки остается предельно низкой. Такой ход развития процесса свидетельствует о квазикритическом увеличении латентной энергии для данного материала и условий деформирования и, соответственно, уменьшении энергии активации, допускающей только единичные кванты перескока дислокаций на следующую ступеньку.

При увеличении скорости нагружения с 1 до 50 mm / min на образце ст3 на выходе с площадки текучести удалось зафиксировать динамику формирования диссипативной структуры, а именно – процесс последовательного формирования сдвигом нескольких кластеров. Анализ спектров мощности АЭ на 4-х масштабных уровнях при деформировании образцов стали 10ХСНД после  $\leq 10^7$  циклов вибрации позволяет : 1- проследить именно релаксационный характер перераспределения локальных напряжений между разными структурными уровнями; 2 -увидеть по сравнению с исходным состоянием иное соотношение между спектральными уровнями по вкладу в энергетiku процесса, обеспечивающее “наперед заданную” долговечность (предел усталости).

Представляется, что использованный подход позволит найти в дальнейшем способы определения степени поврежденности материалов и элементов конструкций.

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АЗОТОМ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ  
УПРОЧНЕНИЕ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ  
СПЛАВОВ CoCrFeMnNi И CoFeMnNi****Астафурова Е.Г., Реунова К.А., Загibalова Е.А., Астафуров С.В.***Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*[elena.g.astafurova@ispms.ru](mailto:elena.g.astafurova@ispms.ru)

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследовано влияние легирования азотом на микроструктуру и фазовый состав сплавов  $(\text{CoCrFeMnNi})_{100-x}\text{N}_x$  и  $(\text{CoFeMnNi})_{100-x}\text{N}_x$  ( $\text{N}_x < 1,5$  ат. %), а также изучено их деформационное поведение и механизмы деформации при одноосном статическом растяжении в интервале температур от  $-196$  до  $200^\circ\text{C}$  ( $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ). Для получения однофазного состояния образцы сплавов были гомогенизированы (отжиг при  $T = 1200^\circ\text{C}$ , 2ч, холодная прокатка с осадкой 80%, отжиг при  $T = 1200^\circ\text{C}$ , 2ч, закалка в воду). Средний размер зерна для исследуемых образцов составлял 150-200 мкм.

Независимо от содержания азота, в исследуемом интервале концентраций все исследуемые сплавы обладают однофазной аустенитной структурой. Легирование сплавов CoCrFeMnNi и CoFeMnNi азотом способствует росту параметра кристаллической решетки  $a$ . Для исследуемого интервала концентраций азота установлена линейная зависимость  $\Delta a/\Delta C_N$  с наклоном 0,6 пм/ат. % для сплава CoCrFeMnNi и 1,6 пм/ат. % для сплава FeMnNiCo.

Экспериментально показано, что легирование азотом вызывает твердорастворное упрочнение сплавов. Величина  $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta C_N$  увеличивается от 60 до 150 МПа/ат. % при уменьшении температуры испытания от комнатной до  $-196^\circ\text{C}$ , а напряжения  $\sigma_{0,2}$  линейно возрастают с концентрацией атомов азота в сплавах  $(\text{CoCrFeMnNi})_{100-x}\text{N}_x$  и  $(\text{CoFeMnNi})_{100-x}\text{N}_x$ . Исследуемые в настоящей работе многокомпонентные сплавы CoCrFeMnNi и CoFeMnNi демонстрируют сильную температурную зависимость величины предела текучести  $\sigma_{0,2}$  в исходной состоянии (без азота), а легирование атомами внедрения сопровождается усилением зависимости  $\sigma_{0,2}(T)$ . При этом твердорастворное упрочнение азотом вызывает увеличение как атермической, так и термически-активируемой компонент напряжения  $\sigma_{0,2}$ . Экспериментально установлено, что при комнатной температуре испытания легирование азотом приводит к понижению величины активационного объема (от 150-200  $b^3$  до 50-60  $b^3$ ), а при низкотемпературной деформации ( $-196^\circ\text{C}$ ) величина  $V_a$  мала (10-20  $b^3$ ) и слабо зависит от атомной концентрации азота в сплаве.

Основным механизмом деформации всех исследуемых сплавов является дислокационное скольжение, однако в исходных безазотистых сплавах происходит активация механического двойникования, активность которого усиливается при понижении температуры испытания. В азотсодержащих сплавах при пластической деформации развивается планарная дислокационная структура, а вклад механического двойникования снижается с ростом концентрации азота в твердом растворе. Показано, что легирование исследуемых сплавов азотом и понижение температуры испытания сопровождается увеличением числа дислокаций в плоских скоплениях и формированием мультиполей и плотных дислокационных стенок, состоящих из плоских скоплений дислокаций на близко расположенных плоскостях скольжения. Экспериментально показано, что развитие планарной дислокационной структуры в азотистых сплавах вызывает большее деформационное упрочнение аустенита по сравнению с безазотистыми многокомпонентными материалами, в которых наблюдается комплексный механизм упрочнения (скольжение и двойникование).

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00261, <https://rscf.ru/project/20-19-00261/>.*

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ РАЗОРИЕНТИРОВОК НА ГРАНИЦАХ  
ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ  
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ**

**Ушанова Э.А.<sup>1,2,3</sup>, Рыбин В.В.<sup>2,3</sup>, Золоторевский Н.Ю.<sup>2,3</sup>**

<sup>1</sup>НИИЦ Курчатовский институт – ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»,  
г. Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
г. Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup>Институт проблем машиностроения РАН (филиал ФИЦ «Институт прикладной физики РАН»), г. Нижний Новгород, Россия  
[elinaus@mail.ru](mailto:elinaus@mail.ru)

Процесс пластической деформации металлических материалов сопровождается формированием их новой деформационной микроструктуры. Важнейшей закономерностью, связанной с этим формированием, является постепенное разбиение исходных зерен на разориентированные микрообласти – фрагменты, и такая трансформация происходит на фоне общего роста плотности дислокаций и образования ячеистой дислокационной субструктуры. Это явление, названное фрагментацией, в последние два десятилетия привлекает внимание многих исследователей в связи с возможностью измельчения зерна и, соответственно, перспективой создания ультрамелкозернистых металлических материалов, обладающих уникальным сочетанием физико-механических свойств. Одним из наиболее актуальных вопросов выступает характер взаимосвязи между фрагментацией и кристаллографической текстурой – распределением ориентаций кристаллитов (зерен, фрагментов).

В данной работе методом дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD) изучали эволюцию микроструктуры технической чистой меди в процессе одноосного растяжения. В образце, деформированном до разрушения, в области шейки исследовали участки, соответствующие различным степеням деформации. Это позволило на одном образце изучить микроструктуру при деформациях в интервале от 0,45 до 1,15.

Проведенное исследование показало, что эволюция микроструктуры в меди, подвергнутой одноосной деформации, зависит от ориентации зерна, в котором эта микроструктура формируется. Уже на ранней стадии деформации в образце создается двухкомпонентная кристаллографическая текстура [100] и [111]. В ходе дальнейшей деформации, многие зерна, относящиеся к компоненте [111], сохраняют относительно однородную ориентировку. В отличие от них, зерна, относящиеся к компоненте [100], разбиваются на сильно разориентированные фрагменты. Ориентационная зависимость фрагментации обусловлена, по-видимому, тем, что наличие двухкомпонентной текстуры создает своего рода композитный материал, в котором составляющая [100] является пластичной.

Формирование такой неоднородной структуры следует учитывать при разработке математических моделей деформационного упрочнения металлов с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой и сплавов в процессах осесимметричной пластической обработки.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 21-19-00366).  
Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей».*

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ  
СВЕРХМНОГОЦИКЛОВЫХ ИСПЫТАНИЯХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО  
ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22**

**Найденкин Е.В., Раточка И.В., Мишин И.П. Лыкова О.Н.**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,*

*г. Томск, Россия,*

[nev@ispms.ru](mailto:nev@ispms.ru)

В последние годы большое внимание уделяется изучению усталостного поведения титановых сплавов, работающих в режиме высокой и сверхвысокой циклической выносливости. При этом было показано, что формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации приводит к существенному повышению усталостной прочности таких материалов, в том числе в области многоциклового нагружения. В частности, на примере сплава VT22 было показано, что формирование УМЗ структуры с высокими прочностными свойствами приводит к существенному повышению усталостной прочности указанного сплава в условиях сверхмногоцикловых испытаний с ультразвуковой частотой. Установлено, что зарождение и развитие усталостных трещин в сплаве VT22 происходит под поверхностью в зоне наибольшего напряженного состояния при отсутствии неоднородностей деформационного и иного характера и, по-видимому, обусловлено достижением сплавом предельного уровня накапливаемых дефектов кристаллической решетки. В связи с этим представляет интерес исследование структурно-фазового состояния сплава VT22 после сверхмногоцикловых испытаний с амплитудами напряжения вблизи предела усталости.

Установлено, что при VHCF испытаниях с амплитудой напряжения ниже предела усталости ( $\sigma_a = 580$  МПа) и числе циклов без разрушения  $8.79 \cdot 10^9$  в центральном сечении образца наблюдается образование разреженной области (несплошности) размер которой (30-40 мкм) хорошо согласуется с размером очага зарождения усталостной трещины. Показано, что в процессе VHCF испытаний в указанных условиях в сплаве развиваются структурно-фазовые превращения, приводящие к росту объемной доли  $\alpha$ -фазы с 52 до 75%. При этом в локальных областях на границе раздела частица-матрица наблюдается накопление деформационных дефектов и диффузионное перераспределение легирующих элементов, приводящие к повышению энергии  $\alpha/\beta$  межфазной границы и снижению сопротивления зарождению на ней усталостной микротрещины. Увеличение амплитуды напряжения выше предела усталости ( $\sigma_a = 660$  МПа) приводит к активации рассмотренных выше процессов и, как следствие, к зарождению внутренних микротрещин и усталостному разрушению сплава при значительно меньшем числе циклов ( $6.7 \cdot 10^8$ ).

*Исследования были выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 19-19-00033).*

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ СПЛАВОВ ЭК79 И ЭП975 С МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Галиева Э.В., Классман Е.Ю., Валитов В.А.

<sup>1</sup> ФГУП ИПСМ РАН, город Уфа

[galieva\\_elvina\\_v@mail.ru](mailto:galieva_elvina_v@mail.ru)

В современной литературе имеются данные по формированию соединений в твердом состоянии из жаропрочных никелевых сплавов. Тем не менее, малоисследованным остается вопрос, связанный с решением материаловедческих задач по получению качественных твердофазных соединений (ТФС) из разнородных сплавов на основе никеля при сварке давлением. В связи с этим настоящая работа посвящена исследованию микроструктуры и свойств твердофазных соединений сплавов в сочетании ЭП975//ЭК79 после сварки давлением, а также последующей термической обработки.

В качестве материала исследования были выбраны жаропрочные деформируемые никелевые сплавы ЭП975 и ЭК79. В исходном состоянии структура сплавов была однородной мелкозернистой дуплексного типа. Сварку давлением модельных образцов в виде диска из сплава ЭП975 и вала из сплава ЭК79 проводили в вакууме при температуре 1100°C. Деформация осуществлялась перемещением вала относительно диска на 2 мм. Для создания вакуума образцы перед экспериментом помещали в герметичный контейнер из нержавеющей стали.

По результатам исследований установлено, что посредством сварки давлением успешно сформировано твердофазное соединение. После сварки давлением микроструктура обоих сплавов сохраняется мелкозернистой дуплексного типа. В зоне соединения наблюдается формирование общих зерен. Энергодисперсионный анализ показал, что наблюдается диффузия вольфрама и алюминия из сплава ЭП975 в сплав ЭК79 и встречная диффузия хрома. Ширина диффузионной зоны составляет 20 мкм. Термическая обработка приводит к формированию крупнозернистой структуры в соединяемом сплаве ЭК79, а в сплаве ЭП975 структура сохраняется мелкозернистой. После термической обработки наблюдается более плавное изменение химического состава легирующих элементов в зоне твердофазного соединения. При этом, ширина диффузионной зоны увеличивается до 40 мкм.

Установлено, что значения микротвердости в зоне ТФС находятся между значениями микротвердости соединяемых материалов в пределах погрешности. Термическая обработка не приводит к существенным изменениям в значениях микротвердости сплавов и зоны ТФС.

Прочность твердофазного соединения ЭП975//ЭК79 составляет 0,5 от прочности сплава ЭК79. Термическая обработка повышает прочность твердофазного соединения до 0,68 от прочности сплава ЭК79.

Таким образом, сварка давлением модельных образцов по предложенной схеме является эффективным методом получения твердофазного соединения между жаропрочными никелевыми сплавами ЭП975 и ЭК79.

*Работы выполнены в рамках проекта РНФ № 22-79-00271. Микроструктурные исследования и оценка механических свойств проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов»*



**ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ЗАКАЛКЕ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ**

**Беликова Ю.А., Зисман А.А., Петров С.Н., Анисимов Д.М.**

*ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» им. И.В. Горынина» –  
НИЦ «Курчатовский институт, г. Санкт-Петербург, РФ*  
[belikjul@ya.ru](mailto:belikjul@ya.ru)

Производство и термическая обработка толстолистового проката из высокопрочных низкоуглеродистых сталей мартенситного класса связаны с проблемой неоднородности структуры и фазового состава. Выбор скорости охлаждения при закалке необходимо основывать на представлениях о формирующейся структуре, которая должна обеспечить необходимый комплекс свойств.

Представленная работа направлена на исследование особенностей микроструктуры образцов из низкоуглеродистой высокопрочной стали 09ХН4МДФ после дилатометрических испытаний: нагрев до 950°C, выдержка 100 секунд с последующей закалкой со скоростями 0,3 и 60°C/с. Исследования структуры проводили методами просвечивающей электронной микроскопии на тонких фольгах изготовленных при помощи электролитического травления.

Выявлено, что микроструктура образца после закалки со скоростью охлаждения 60°C/с представлена двумя фазами: мартенситом и бейнитом. Оценка объемных долей показала, что доля мартенситной составляющей в исследуемом образце около 70%, тогда как бейнитная фаза занимает 30% объема. Полученные данные хорошо согласуются с результатами дилатометрических испытаний. Таким образом, установлено, что высокая скорость охлаждения рассматриваемой стали не может обеспечить структуру, состоящую только из мартенситной фазы.

Определение плотности дислокаций в отдельных структурных составляющих методом секущих показало, что максимальные значения имеют реечный мартенсит и бейнит –  $7,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и  $6,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  соответственно. Области мартенсита самоотпуска и гранулярного бейнита имеют близкие значения плотности дислокаций  $5,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и  $5,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

Снижение скорости охлаждения низкоуглеродистой мартенситной стали до 0,3°C/с приводит к значительному увеличению доли и размера структурных элементов мартенсита самоотпуска (47% и до 3 мкм), при этом доля реечного мартенсита остается на уровне 36%, что близко к значению доли реечного мартенсита в образце при скорости охлаждения 60°C/с. Областей гранулярного бейнита не обнаружено. При этом по результатам дилатометрических испытаний большую долю в структуре занимает бейнитная фаза, тогда как доля мартенсита составляет не более 35%.

Плотность дислокаций при низкой скорости охлаждения в реечном мартенсите незначительно отличается от значения плотности дислокаций, полученной в этом структурном элементе при высокой скорости охлаждения –  $6,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , тогда как для мартенсита самоотпуска и реечного бейнита плотность дислокации снизилась почти в 1,5 раза,  $3,9 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  и  $4,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  соответственно.

Таким образом, снижение скорости охлаждения приводит к значительному снижению плотности дислокаций в мартенсите самоотпуска и реечном бейните, а также к укрупнению областей мартенсита самоотпуска.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 22-19-00627*

## ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ НИКЕЛЯ

Шаяхметова Э.Р., Мухаметгалина А.А., Мурзинова М.А., Назаров А.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

[elvina1408@yandex.ru](mailto:elvina1408@yandex.ru)

Ультразвуковая сварка (УЗС) металлов является одним из методов твердофазного соединения тонких листов, пластин, лент, фольг, проволок и применяется в электротехнической, автомобильной, приборостроительной и других отраслях промышленности. Соединение металлов при УЗС образуется при одновременном воздействии высокочастотных ультразвуковых колебаний, действующих параллельно поверхности контакта, и сжимающей нагрузки, нормальной к поверхности контакта. Ультразвуковые колебания вызывают относительное возвратно-поступательное смещение заготовок, а нормальное давление обеспечивает контакт между заготовками. Под действием сил трения и знакопеременной высокоскоростной деформации температура в зоне контакта быстро повышается, происходит разрушение оксидных слоев и образование контактных зон, площадь и прочность которых обычно возрастает с увеличением длительности сварки. Считают, что твердофазное соединение между металлами может формироваться в результате механического перемешивания слоев, развития процессов диффузии и/или рекристаллизации. Полнота протекания этих процессов зависит как от свойств свариваемых металлов (механических и теплофизических), так и от условий сварки: частоты и амплитуды колебаний, длительности их воздействия, величины сжимающей нагрузки, конструктивных особенностей сварочного наконечника.

Задачей предлагаемого исследования являлся анализ структурных изменений и свойств соединений листов никеля, полученных УЗС по различным режимам.

Для выполнения экспериментов использовали листы технического чистого никеля НП2 толщиной 0,5 мм в состоянии поставки. Из листов вырезали пластины размерами 50×20 мм, длинная сторона которых была параллельна направлению прокатки листа. Свариваемые поверхности пластин шлифовали и промывали спиртом. УЗС выполняли на лабораторной установке, с частотой 20 кГц и амплитудой колебаний 17-20 мкм. Длительность воздействия ультразвука (t) составляла 2,5 и 3,5 секунды, величина нормальной статической силы прижима (N) - 4,5 и 6,0 кН. Прочность соединений определяли по результатам механических испытаний образцов на срез при растяжении, которые выполняли в соответствии с рекомендациями ГОСТ 6996-66 для нахлесточных сварных соединений.

Результаты механических испытаний показали, что наиболее прочные соединения были получены после УЗС в течение 3,5 с под действием сжимающей силы  $N=4,5$  кН. Величина прочности на сдвиг этих соединений составляла  $60 \pm 5$  МПа. Уменьшение времени воздействия ультразвука до 2,5 с привело к снижению разрушающего усилия на 20%, что может быть связано с недостатком подведенной энергии. Более неожиданным оказалось почти двукратное снижение прочности образцов, полученных под действием сжимающей силы  $N=6$  кН. При этом существенного уменьшения толщины сечения вдоль периметра сварной точки не наблюдалось, и разрушение происходило по поверхности соединения между листами. Количественные оценки показали, что увеличение сжимающего усилия от 4,5 до 6 кН сопровождалось уменьшением площади очагов схватывания приблизительно на 30%. Вероятно, под действием силы  $N=6$  кН было затруднено взаимное смещение соединяемых листов, что могло сопровождаться снижением температуры в зоне контакта и препятствовать увеличению площади зон соединения и его прочности.

*Работа выполнена в рамках гранта Республики Башкортостан. Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".*

**ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА INCONEL 718,  
ИЗГОТОВЛЕННОГО ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ  
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СПЛАВЛЕНИЯ**

**Пырин Д. В., Жилияков А. Ю.**

*Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Российская Федерация*  
[d.v.pyrin@gmail.com](mailto:d.v.pyrin@gmail.com)

Для исследования были представлены металлические образцы из сплава Inconel 718. Аддитивный процесс выращивания образцов производился в вакуумной среде на установке Arcam A2X EBM. Было реализовано 4 режима электронно-лучевого сплавления. Шаг штриховки 100 мкм, толщина слоя 50 мкм. Скорость сканирования электронного пучка варьировалась в диапазоне 600...2400 мм/с. Ток пучка изменялся от 10 до 18 мА. В результате плотность энергии электронного пучка составляла 250...1000 Дж/мм<sup>3</sup>.

Исследование проводилось как на образцах в исходном состоянии, так и на образцах, которые подвергались упрочняющей термической обработке. Термообработка заключалась в отжиге при 960 °С продолжительностью 1 час с последующим охлаждением до комнатной температуры на воздухе. После этого проводилось двухступенчатое старение (выдержка при температуре 720 °С продолжительностью 8 часов, 2 часа охлаждения в печи до температуры 620 °С, выдержка при температуре 620 °С продолжительностью 8 часов с последующим охлаждением на воздухе).

Испытания на одноосное растяжение со скоростью 5 мм/мин были выполнены на машине Instron 3382 на цилиндрических образцах диаметром 6 мм с рабочей длиной 30 мм. Для каждого режима обработки использовалось по одному образцу на растяжение. Испытания проводились при комнатной температуре.

Особенности разрушения сплава Inconel 718, полученного методом электронно-лучевого сплавления были изучены с помощью растрового электронного микроскопа Jeol «JSM-6490 LV» с приставкой для микроанализа InkaEnergyTEM 350, а также дуговой электронной-ионной рабочей станции ThermoFisher Scios 2.

Разрушение материала происходит по вязкому механизму, о чём свидетельствует ямочный рельеф на фрактограммах испытанных образцов. Поверхности излома характеризуются наличием глубоких ямок малых размеров, в которых присутствуют интерметаллидные частицы  $\delta$ -фазы. Являющиеся инициаторами разрушения хрупкие частицы  $\delta$ -фазы прочно сцеплены с матрицей материала, в результате чего при деформации происходит их разрушение.

Основным дефектом для образцов, изготовленных методами порошковых аддитивных технологий, выступают области непроплавленных участков. Тем самым, они, помимо частиц  $\delta$ -фазы, также служат очагами разрушения, развивающегося в процессе одноосного растяжения. Области непроплавленных участков, в большей или меньшей мере, характерны для всех реализованных режимов электронно-лучевого сплавления.

В образцах, изготовленных с большей плотностью энергии электронного пучка, наиболее преобладают вторичные трещины и поры.

Также необходимо отметить, что ямки на фрактограммах образцов после термической обработки менее вытянуты в высоту, нежели у образцов сплава в исходном состоянии, что говорит о более низкой пластичности материала, за счёт выделения в процессе термообработки упрочняющей  $\gamma''$ -фазы.

**ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНОГО МЕТОДА, ПОСРЕДСТВОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ЦИФРОВОЙ КОРРЕЛЯЦИИ ИЗОБРАЖЕНИЙ**

**Болотников А.И.<sup>1</sup>, Иванов И.А.<sup>2</sup>, Юдин А.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Россия, Москва, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук

<sup>2</sup>Государственный научный центр РФ "Научно-производственное объединение "Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения",  
Москва, Россия

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

Выполнено исследование изготовленных аддитивным способом корсетных образцов из нержавеющей стали 316L при статическом растяжении с помощью методов акустической эмиссии (АЭ) и корреляции цифровых изображений (КЦИ). Корсетные образцы размером 100×15×3 мм были изготовлены на отечественной установке селективного лазерного сплавления MeltMaster3d-550 из порошковой композиции фракционного состава 24-63 мкм и испытывались в условиях статического растяжения на сервогидравлической установке BISS Nano (максимальная нагрузка 15 кН). В процессе испытаний одновременно регистрировали характеристики деформированного состояния методом КЦИ и параметры АЭ: активность сигналов АЭ  $\dot{N}_{АЭ}$ , суммарное число акустических сигналов  $\Sigma N_{АЭ}$  и  $b_{АЭ}$ -параметр, характеризующий долю высокоамплитудных сигналов. Для оценки степени деформации методом КЦИ был использован некоммерческий программный продукт с открытым исходным кодом «Ncont». Были измерены максимальное значение главной деформации  $e_{1max}$ , а также площади двух пластических зон: слабдеформированной зоны  $S_L$  (значения главных деформаций в которой на основании визуального распределения деформации внутри зоны приняты равными:  $e_i > 0.045$ ) и сильнодеформированной зоны  $S_H$  ( $e_i > 0.25$ ).

Анализ полученных данных позволил установить:

- стадийность изменения параметров АЭ,  $S_L$  и  $S_H$ ;
- стадия I (до достижения предела текучести) отличается высокой активностью сигналов акустической эмиссии  $\dot{N}_{АЭ}$  и отсутствием зон пластической деформации;
- на стадии II (от предела текучести до предела прочности) активность сигналов уменьшается, максимальное значение главной деформации  $e_{1max}$  и площадь слабдеформированной зоны  $S_L$  растут, а  $b_{АЭ}$ -параметр уменьшается;
- достижение предела прочности и начало стадии III характеризуется изменением скорости роста  $e_{1max}$ , увеличением площади сильнодеформированной зоны  $S_H$  и акустическим затишьем, связанным с образованием трещины и локализацией разрушения;

Полученные результаты показывают, что акустическая эмиссия и корреляция цифровых изображений являются информативными методами для анализа механического поведения изготовленного аддитивным методом материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 23-19-00784).

**РОЛЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПРОЯВЛЕНИИ ЭФФЕКТА УВЕЛИЧЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ ДЕФОРМАЦИЕЙ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ Al**  
**Садыков Д.И.<sup>1,2</sup>, Орлова Т.С.<sup>2</sup>, Кириленко Д.А.<sup>2</sup>, Лихачев А.И.<sup>2</sup>, Левин А.А.<sup>2</sup>**<sup>1</sup> Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия<sup>2</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия[dinislames@mail.ru](mailto:dinislames@mail.ru)

Электротехнические сплавы на основе алюминия (Al) широко применяются в различных отраслях промышленности. Ключевым фактором, ограничивающим их повсеместное внедрение, является их относительно низкая прочность. В последние десятилетия с целью получения высоких прочностных характеристик применяется подход по формированию ультрамелкозернистых (УМЗ) и нанокристаллических (НК) структур методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Материалы, структурированные методами ИПД, обладают выдающимися прочностными характеристиками, но, как правило, низкой пластичностью, что сильно ограничивает область их применения. Недавно был предложен новый подход по увеличению пластичности в УМЗ технически чистом (ТЧ) Al, структурированном кручением под высоким давлением (КВД), путем проведения деформационно-термической обработки (ДТО), состоящей из низкотемпературного отжига и небольшой дополнительной деформации КВД. В результате пластичность УМЗ ТЧ Al увеличилась более чем в 20 раз при сохранении высокого уровня прочности. Данный эффект получил название – эффект увеличения пластичности деформацией (УПД). В рамках настоящей работы с целью более глубокого понимания физической природы данного эффекта впервые было проведено исследование влияния вида и величины дополнительной ИПД на величину эффекта УПД в УМЗ ТЧ Al, структурированном методом КВД.

Образцы УМЗ ТЧ Al, структурированные КВД ( $P = 6$  ГПа,  $n = 10$  оборотов), подвергались отжигу ( $T = 150$  °С,  $t = 1$  ч.) и дополнительной ИПД различными методами: КВД и холодной прокатки (ХП) на различную величину. Проведение дополнительной КВД на 0.25 оборота привело к проявлению значительного эффекта УПД (увеличение пластичности с  $\sim 1$  до 23%), при сохранении высокой прочности (предел прочности при растяжении  $\sim 180$  МПа). Увеличение дополнительной деформации методом КВД до 0.75 оборота не изменило величину эффекта УПД. Изменение вида дополнительной деформации на ХП (3-5 %) привело к небольшому упрочнению, однако не способствовало проявлению эффекта УПД, пластичность оставалась на низком уровне (1-3%). Анализ эволюции микроструктуры, проведенный различными взаимодополняющими методами, показал, что ключевым отличием исследованных УМЗ структур является расположение в образце дислокаций, внесенных дополнительной деформацией. В структуре, полученной дополнительной деформацией КВД, дислокации практически не наблюдаются в зернах, и их относят к ГЗ и приграничным областям. В то же время структура, полученная дополнительной деформацией ХП, напротив, демонстрирует большое количество дислокаций, расположенных непосредственно в теле зерна. При этом оба типа дополнительной деформации приводят к сравнимому увеличению плотности дислокаций. Это указывает на ключевую роль ГЗ в проявлении эффекта УПД в УМЗ ТЧ Al, структурированном КВД.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда [номер гранта 22-19-00292].*

**НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСВИЯ ОТ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО  
ДИЛАТАЦИОННОГО ВКЛЮЧЕНИЯ КОЛЬЦЕВОГО  
СЕЧЕНИЯ**

**Гудкина Ж. В.<sup>1,2</sup>, Гуткин М. Ю.<sup>2,3,4</sup>, Красницкий С. А.<sup>2,3,4</sup>**

<sup>1</sup>*ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,*

<sup>2</sup>*Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>3</sup>*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>4</sup>*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

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

Исследование включений имеет большое значение для разработки современных материалов для аэрокосмической, морской, автомобильной и многих других областей применения [Mech. Mater. – 2013. – V. 60. – P. – 144-158.]. Это связано с тем, что наличие включений в материалах влияет на их упругие поля в локальном и глобальном масштабе и, таким образом, значительно влияет на их механические и физические свойства. Большой интерес представляют включения необычной формы: тороидальные [Math.Mech.Solids. – 2019. – V. 24. – No 4. – P. 1129-1146.], усеченные сферические [Int.J.Solids Struct. – 2018. – V. 143. – P. 59-72.] и усеченные цилиндрические [Phys.Status Solidi B. – 2003. – V. 237. – No 2. – P. 599-610.] включения.

В настоящей работе решается задача о нахождении полей напряжений дилатационного включения в виде бесконечного цилиндра в форме кольцевого сектора в упругой бесконечной среде. Решение найдено путем простого интегрирования решения для бесконечной дилатационной нити (т.е. прямой нити, подверженной трехмерной дилатационной собственной деформации [Mater.Phys.Mech. – 2013. – V. 17. – No 1. – P. 71-91.]) по площади поперечного сечения включения.

Получены аналитические выражения для ненулевых компонент поля напряжений дилатационного включения в виде бесконечного цилиндра с поперечным сечением в форме кольцевого сектора в упругой бесконечной среде. Поля напряжений иллюстрируются картами напряжений. Выявлены и подробно обсуждены особенности в распределении напряжений. Показано, что величина напряжений может быть настолько велика, что могут активизироваться различные механизмы релаксации напряжений. Предложены наиболее вероятные механизмы релаксации напряжений через генерацию различных конфигураций дефектов.

**ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОГО СПЛАВА 03X17N14M3, ФОРМИРУЕМОЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ**

**Базалеева К. О., Цветкова Е.В., Балакирев Э.В.**

*РУДН, Москва, Россия,*

[bazaleeva-ko@rudn.ru](mailto:bazaleeva-ko@rudn.ru)

В последние годы широко рассматривается вопрос внедрения технологий лазерной 3d-печати, а именно, селективного лазерного плавления (СЛП) и прямого лазерного выращивания (ПЛВ) в различных областях техники. Успешное внедрение возможно только на основе детального понимания особенностей структуры и свойств объектов, синтезированных с помощью данных технологий, а также поведения этих структур при различных видах воздействия, в том числе, термического. В данной работе представлены результаты исследования структуры аустенитной стали 03X17N14M3 (316L) после СЛП и ПЛВ, а также после последующих отжигов в широком температурном интервале (до 1200 °С).

СЛП был подвергнут порошковый материал дисперсностью  $20 \div 50$  мкм с использованием следующих технологических параметров: мощность лазерного излучения составляла 110 Вт, скорость сканирования лазера по поверхности 750 мм/с, расстояние между отдельными лазерными треками 50 мкм, процесс проводился в защитной атмосфере Ar, в качестве подложки выступала пластина аустенитной стали 03X17N14M3. При ПЛВ процессе использовался порошок дисперсности  $60 \div 120$  мкм, мощность лазера составляла 400 Вт, скорость сканирования лазера – 850 мм/мин., расстояние между треками составляло 500 мкм, в качестве защитной атмосферы также выступал Ar, а в качестве подложки – аустенитная сталь. Методами металлографического анализа, а также электронной растровой и просвечивающей микроскопии исследовалось структурное состояние стали, синтезированной методами лазерной 3-d печати, а также подвергнутой последующим отжигам. Для анализа состояния аустенитного твердого раствора рентгеновским методом определялось положение и уширение дифракционного пика  $\gamma(331)$ . Также измерялась микротвердость сплава в зависимости от температуры отжига.

Методами структурного анализа было показано, что аустенитный сплав после СЛП и ПЛВ обладает рядом особенностей:

- в структуре наблюдается иерархия: закристаллизовавшиеся ванны расплава разбиты на отдельные области (фрагменты), которые, в свою очередь, разделены на ячейки кристаллизации или дендриты, одинаково ориентированные внутри фрагмента;
- направленное выращивание объектов приводит к формированию текстуры, выраженность которой зависит от технологических параметров процесса;
- в объектах возникают высокие остаточные напряжения;
- дислокационная ячеистая структура, подобная структуре деформации;
- на границах ячеек кристаллизации формируются сегрегации легирующих элементов или выделения второй фазы.

Анализ термической стабильности ячеистой структуры, сформированной при лазерной 3d-печати, показал, что структура сохраняется без изменений до температур отжига 800 °С. При 800 °С за счет диффузионных процессов сегрегации и частицы второй фазы на границах ячеек растворяются, и начинается дислокационная перестройка. При более высоких температурах отжига распределение дислокаций носил хаотичный характер, в структуре сплава ячейки полностью исчезают.

## ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ 20 ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ

Атрошенко С.А.<sup>1,2</sup>, Геращенко Д.А.<sup>3</sup>, Кузнецов А.В.<sup>4</sup>, Савенков Г.Г.<sup>4,5</sup>

<sup>1</sup>ИПМаш РАН, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup>ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup>Машиностроительный завод «Армалит», Санкт-Петербург, Россия

<sup>5</sup>Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), Санкт-Петербург, Россия

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

Представлены результаты испытаний по определению прочности плоских дисков из нержавеющей стали 20 после лазерной закалки тыльной поверхности при ударном нагружении со скоростями деформации  $10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$ . Показано, что динамическая прочность обработанных образцов практически не изменилась. Исследована их микроструктура.

Лазерная, наряду с другими высокоэнергетическими методами, поверхностная обработка металлов и сплавов, плохо упрочняемых традиционными химико-термическими методами, с целью повышения их эксплуатационных свойств (износостойкости, коррозионной стойкости и др.) является одним из важнейших направлений обработки материалов современного машиностроения.

Цель настоящей работы состояла в оценке изменений в образцах в виде диска из нержавеющей стали 08X18N10T, одна из сторон которого обрабатывалась комбинированным методом (холодное газодинамическое напыление и последующая лазерная обработка), после воздействия по нему плоского ударника со скоростью  $V=220-350 \text{ м/с}$ .

На одну из сторон каждого диска диаметром 92 мм и толщиной 10 мм методом холодного газодинамического напыления на установке «Димет-403» (производитель ООО «ОЦПН» г. Обнинск) наносился порошок А10-01 ( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Оксид алюминия в данном случае стабилизировал процесс напыления. Толщина напылённого слоя составляла 60 – 80 мкм. После напыления с помощью лазерного комплекса «Factory» (Россия) проводилась обработка напылённой поверхности. Мощность лазера при обработке – 200 Вт, скорость сканирования – 100 мм/с, шаг сканирования – 75 мкм, диаметр пятна – около 100 мкм при небольшой расфокусировке. Алгоритм обработки – в шахматном порядке (для более равномерного распределения нагрева).

После лазерной обработки корунд расплавлялся и поднимался на поверхность, таким образом, в интерметаллидном слое корунд отсутствовал.

Ударные испытания обработанных и необработанных дисков проводилось на установке ПГ-57 в плосковолновой постановке с использованием (для необработанных дисков) интерферометра VISAR для регистрации скорости свободной поверхности. Основной установкой ПГ-57 является газовая пушка калибром 57 мм с двухдиафрагменным затвором, работающая на сжатом воздухе или гелии давлением до 15 МПа. Применение газовой пушки позволяет получать стабильные и легко контролируемые скорости соударения  $V_0$  в диапазоне от 50 до 500 м/с.

Исследования структуры проводились на оптическом микроскопе Axio - ObserverZ1 M в светлом поле и в контрасте С-DIC. Микротвердость стали определялась на микротвердомере SHIMADZU серии HNV-G (по методу Виккерса), нагрузка 100 г.

*Атрошенко С.А. выполняла эту работу в рамках проекта «Динамика и экстремальные характеристики перспективных наноструктурированных материалов» (соглашение с Минобрнауки России № 075-15-2022-1114) и по гранту 22-11-00091 РФФ.*



**ДЕФОРМАЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ  
НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ  
В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ**  
Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Чевская О.Н., Матросов М.Ю.  
ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,  
[mishetyan@bk.ru](mailto:mishetyan@bk.ru)

Транспортировка углеводородов на огромные расстояния возможна с использованием развитой сети магистральных трубопроводов, связывающей месторождения с объектами потребления сырья (предприятиями нефтяной, химической, металлургической промышленности; жилищно-коммунального хозяйства и др.). Необходимость бесперебойных поставок природных энергоносителей из районов добычи потребителю диктует поддержание высокой эффективности работы трубопроводного транспорта, особенно при освоении более отдаленных месторождений газа и нефти. Поэтому с ростом технических параметров (увеличением рабочего давления перекачиваемой среды с одновременным повышением прочности трубной стали) в совокупности с усложняющимися условиями эксплуатации трубопроводов особую важность приобретает проблема их эксплуатационной надежности, основным условием обеспечения которой является способность противостоять разрушению, в особенности распространению протяженных хрупких трещин при пониженных температурах.

В настоящее время высокопрочные низколегированные стали, используемые при производстве листового проката для труб, удовлетворяют всему комплексу предъявляемых требований по уровню прочности, вязкости, хладостойкости и др. Однако на различных этапах изготовления труб, при сооружении газопроводов и их дальнейшей эксплуатации структурное состояние металла может претерпевать неблагоприятные изменения, связанные с различными термическими и механическими воздействиями, что в дальнейшем может негативно сказаться на безопасности его эксплуатации вплоть до возникновения угрозы разрушения трубопровода.

Микропластическая деформация металла труб может приводить к развитию таких явлений, как деформационное старение, эффект Баушингера, в результате чего снижается сопротивление разрушению, определяющее надежность трубопровода при эксплуатации. Основным критерием протекания такого рода процессов в стали является исчерпание способности металла к деформационному упрочнению – изменение механических свойств (увеличение соотношения  $\sigma_T/\sigma_B$ , снижение пластичности, ударной вязкости, трансформация кривой «напряжение-деформация»).

На деформационную способность, помимо действия внешних факторов, главным образом, оказывает влияние структурное состояние стали. В работе приведены данные об изменении комплекса свойств при старении сталей с разным типом структуры (феррито-перлитная, бейнитная, многокомпонентная), включая обзорные литературные сведения. Определены критические степени деформации, при которых отношение  $\sigma_T/\sigma_B$  стремится к 1. Установлено, что в исследованных сталях процесс деформационного старения имеет разный характер, что связано с различным микролегированием, технологией производства проката, что, в свою очередь, отражается на структурном состоянии металла. Сформулированы особенности механизма деградации свойств стали с бейнитным типом структуры, которое связано с локальным превращением участков остаточного аустенита в структуре с увеличением степени деформации, что приводит к увеличению отношения  $\sigma_T/\sigma_B$ , и, соответственно, снижению деформационной способности стали.

**ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ  
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВОЙ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ  
ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ**

Литовченко И.Ю.<sup>1,2</sup>, Аккузин С.А.<sup>1,2</sup>, Полехина Н.А.<sup>1,2</sup>, Спиридонова К.В.<sup>1</sup>,  
Линник В.В.<sup>2</sup>, Ким А.В.<sup>2</sup>, Москвичев Е.Н.<sup>1</sup>, Каманцев И.С.<sup>3</sup>, Кузнецов А.В.<sup>3</sup>,  
Сухова М.И.<sup>3</sup>, Чернов В.М.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск, Россия

<sup>3</sup>Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

<sup>4</sup>АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва

[litovchenko@ispms.ru](mailto:litovchenko@ispms.ru)

Для первой стенки и оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов) ядерных реакторов нового (IV-го) поколения разрабатываются новые конструкционные материалы, которые должны удовлетворять повышенным (по сравнению с настоящими материалами) требованиям в плане жаропрочности, стойкости к радиационному и гелиевому охрупчиванию, а также требованию минимизации остаточного облучения отработавших деталей конструкций при их захоронении. Перспективными материалами для использования в ядерной и термоядерной энергетике являются малоактивируемые хромоманганцевые аустенитные стали системы Fe–Mn–Cr–C. Эти материалы обладают привлекательными физико-механическими свойствами (повышенная прочность в холоднодеформированном состоянии, высокая пластичность, малые значения магнитной восприимчивости) и быстрым спадом наведенной радиоактивности (малоактивируемость). Однако влияние элементного состава, а также режимов обработки на прочностные и пластические свойства таких сталей в широком температурном интервале, включающем область предполагаемых рабочих температур (650 – 700 °С) в настоящее время малоизучены.

Разработана и выплавлена новая малоактивируемая хромоманганцевая аустенитная сталь Fe–27Mn–11Cr–W–Si–Ta–Ti–V–Zr (плавка 10 кг) с повышенной стабильностью аустенита по отношению к мартенситным превращениям и дополнительным легированием сильными карбидообразующими элементами (V, Ti, Ta, Zr). Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, с применением элементного микроанализа и дифракции обратно-рассеянных электронов изучены особенности микроструктуры и фазового состава стали после холодной прокатки (20 %). Показано, что для структуры стали характерна высокая плотность микродвойников аустенита с дисперсными карбидными частицами типа MC (M = V, Ti, Zr, Ta, W) и M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (M = Fe, Cr, Mn).

Изучена температурная зависимость механических свойств новой стали после холодной деформации прокаткой в условиях испытаний на растяжение в температурном интервале 20 – 750 °С. Показано, что в указанном интервале температур сталь обладает повышенными механическими свойствами по сравнению с известными малоактивируемыми хромоманганцевыми аустенитными сталями. В интервале 20 – 300 °С предел текучести стали практически не меняется с увеличением температуры и составляет ≈ 700 МПа, удлинение при этом ≈ 20 – 30 %. В интервале температур 450 – 650 °С наблюдается незначительное снижение предела текучести (500 – 575 МПа) с ростом температуры, при этом удлинение находится в интервале 13 – 20 %. По-видимому, указанный интервал температур соответствует области динамического деформационного старения. С повышением температуры в интервале 650 – 750 °С наблюдается снижение прочностных свойств стали. При этом предел текучести при 750 °С сохраняется на уровне не менее 370 МПа при пластичности не менее 14%.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00802, <https://rscf.ru/project/22-19-00802/>.

**КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ПРЯМОЛИНЕЙНЫХ  
ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В КОМПОЗИТНЫХ НАНОЧАСТИЦАХ**

**Петров Д. А.<sup>1</sup>, Гуткин М. Ю.<sup>1-3</sup>, Колесникова А. Л.<sup>2,3</sup>, Романов А. Е.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>2</sup>*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>3</sup>*Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

[petrov3.da@edu.spbstu.ru](mailto:petrov3.da@edu.spbstu.ru)

Развитие современных технологий нано- и оптоэлектроники, фотоники и плазмоники во многом обусловлено применением твердотельных наногетероструктур пониженной размерности – композитных наночастиц и нанопроволок. Некоторые виды этих наногетероструктур содержат плоские границы раздела между материалами с разными кристаллическими решетками, согласование которых ведет к появлению больших упругих деформаций и высоких механических напряжений – деформаций и напряжений несоответствия. При определенных критических условиях эти деформации и напряжения начинают релаксировать за счет образования различных дефектных структур, в большинстве случаев – дислокаций несоответствия. Появление таких дефектов приводит к быстрой деградации функциональных характеристик таких композитных структур. Этим вызван огромный интерес к определению критических условий, необходимых для начала релаксации и появления в системе первых дефектов несоответствия.

В работе теоретически решены две задачи об определении критических условий образования прямолинейных дислокаций несоответствия в сферических композитных упруго-однородных наночастицах с осевой симметрией – в янус-частице и в частице типа «ядро-оболочка» с ядром в виде полушария. Для этого использовалась построенная ранее континуальная модель краевой дислокации, проходящей через центр упругого шара. На основе этой модели были найдены аналитические выражения для собственной энергии дислокации в шаре и энергии ее взаимодействия с полями несоответствия в указанных системах.

Для янус-частицы была определена зависимость ее критического радиуса от параметра решеточного несоответствия. Показано, что критический радиус примерно на 35% больше, чем для янус-частицы в виде цилиндра. Это связано с тем, что сферическая свободная поверхность обеспечивает более полную экранировку упругих полей и энергии дислокации, чем цилиндрическая.

Для частицы типа «ядро-оболочка» с усеченным ядром были определены критические значения параметра несоответствия в зависимости от радиуса ядра. Показано, что для малых ядер образование прямолинейной краевой дислокации на плоском участке межфазной границы менее выгодно, чем исследованное ранее образование круговой призматической дислокационной петли на сферическом участке межфазной границы. Однако для ядер, радиусы которых близки к радиусу оболочки, оба эти механизма примерно равноценны. Это связано с тем, что для малых ядер собственная энергия дислокационной петли значительно меньше, чем для прямолинейной дислокации, пересекающей шар, а с другой стороны, для больших ядер упругие поля петли слишком сильно экранированы свободной поверхностью, что значительно уменьшает энергию взаимодействия дислокации с полем напряжений несоответствия. Поэтому при стремлении радиуса ядра к радиусу оболочки образование петли становится менее выгодным, чем формирование прямолинейной дислокации несоответствия.

Полученные результаты позволяют прогнозировать появление дислокаций несоответствия определенного типа в зависимости от размеров и состава наночастиц.

**ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ  
КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ 12%-НЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ  
ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ**

**Понкратова Ю.Ю. , Базалеева К.О.**

*Российский Университет Дружбы Народов, Москва, Россия*

[Ponkratova\\_yuyu@pfur.ru](mailto:Ponkratova_yuyu@pfur.ru)

12 %-ная хромистая ферритно-мартенситная сталь ЧС-139 является перспективным конструкционным материалом для твелов и чехлов ТВС ядерных реакторов на быстрых нейтронах. Чтобы обеспечить работу реактора в течение топливной кампании, материалы, предназначенные для размещения в активной зоне, должны иметь высокую коррозионную и радиационную стойкость, жаропрочность, а также термическую стабильность.

Оптимальные свойства достигаются за счет легирования W, V, Mo, Nb, C, N, а также формирования структуры в результате термической обработки, заключающейся в закалке на воздухе при 1080–1100 °С с последующим отпуском при 680–720 °С.

При охлаждении ферритно-мартенситных сталей из области существования  $\gamma$ -фазы происходит формирование мартенситной структуры. Протекание данного процесса можно зафиксировать с помощью методов термического анализа, например, дилатометрии, а именно – на экспериментальной кривой, построенной в координатах  $dL/dt(T)$  (где  $dL$  – приращение удлинения образца,  $dt$  – приращение температуры,  $T$  – температура образца) при охлаждении наблюдается характерный пик.

Зависимости  $dL/dt$  для большинства 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей (ЭК-181, ЭП-823, ЭП-450 и др.) имеют аналогичный характер. Отличительной особенностью дилатометрических кривых стали ЧС-139 является наличие дополнительного пика, указывающего на протекание еще одного превращения при охлаждении материала [Thermophys. Aeromechanics 2013, 20, 355–358].

Сделано предположение, что дополнительный тепловой эффект является результатом «расщепления» мартенситного пика, вызванного наличием различных по составу участков: обогащенного и обедненного легирующими элементами аустенита.

Получена серия экспериментальных кривых  $dL/dt$  для стали ЧС-139 при различных температурах нагрева и продолжительностях выдержки. Показано влияния данных параметров на протекание превращений в процессе охлаждения данного материала.

Сделан вывод, что изменение режима дилатометрического анализа стали ЧС-139, а именно, увеличение выдержки и температуры нагрева, приводящие к гомогенизации аустенита, способствует устранению «расщепления» мартенситного пика.

## ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ Д6АС НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Майсурадзе М.В.<sup>1</sup>, Куклина А.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>ФГАОУ ВО Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>ФГБОУ ВО Уральский государственный горный университет, Екатеринбург, Россия  
[kuklina.aleksandra@rambler.ru](mailto:kuklina.aleksandra@rambler.ru)

Проведены дилатометрические исследования стали Д6АС с применением обработки холодом после термической обработки. Выбранные экспериментальные скорости охлаждения 0,2 и 1 °С/с отражают диапазон реальных скоростей охлаждения, наблюдаемых при термической обработке на спокойном воздухе и с обдувом.

Дилатометрические исследования показали, что при скорости охлаждения 0,2 °С/с бейнит начинает формироваться при температуре 340...350 °С, мартенсит – при 170...180 °С. При этом количество бейнита в структуре составляет 80...85 %. При скорости охлаждения 1 °С/с бейнит и мартенсит формируются практически одновременно при температуре ниже 270 °С. Формируется до 50 % бейнита, а твердость стали составляет 58 HRC. На момент окончания термообработки конечный размер образцов на 0,05...0,10 % меньше начального (до термообработки). Это свидетельствует о наличии в структуре стали Д6АС непревращенного остаточного аустенита, кристаллическая решетка которого обладает меньшим удельным объемом по сравнению с решеткой  $\alpha$ -фазы бейнита и мартенсита.

Образцы после охлаждения от температуры 920 °С до комнатной температуры со скоростями 0,2 и 1 °С/с подвергались дальнейшему охлаждению в жидком азоте до температуры -140 °С. В результате установлено, что после криогенной обработки (при отогреве до комнатной температуры) размер образцов увеличивается на 0,07...0,09 % по сравнению с закаленным состоянием. То есть после всей термической обработки размер образцов возвращается в исходное состояние, что свидетельствует об уменьшении количества остаточного аустенита.

Установлено, что в случае закалки на спокойном воздухе последующая криогенная обработка привела к повышению предела текучести на 9%, временного сопротивления разрыву на 5%; при использовании вентиляторного обдува применение криогенной обработки позволило повысить предел текучести на 6%, а временное сопротивление разрыву – на 3%. Пластичность после криогенной обработки снижается: относительное удлинение от 8,5% до 6,0...6,5 %; относительное сужение от 35% до 30%. Ударная вязкость практически не изменяется в результате криогенной обработки.

Наблюдаемые изменения механических свойств связаны с уменьшением в структуре стали количества остаточного аустенита вследствие его превращения в мартенсит. Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что после охлаждения на спокойном воздухе и с вентиляторным обдувом в структуре присутствует до 5 % остаточного аустенита. Применение криогенной обработки в жидком азоте уменьшает количество остаточного аустенита в 2...3 раза – до 1...2 %. Остаточный аустенит, сохранившийся в структуре стали после криогенной обработки, обладает максимальной стабильностью и не склонен к самопроизвольному превращению в мартенсит во время вылеживания или в процессе механической обработки.

После проведения криогенной обработки точность геометрических размеров готовой детали из стали Д6АС улучшилась по сравнению с аналогичной деталью без криогенной обработки в 8...10 раз.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00106.*

**ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА БИОКОМПОЗИТА (СКОРЛУПЫ ПТИЧЬИХ ЯИЦ)  
И МАТЕРИАЛОВ НА ЕЁ ОСНОВЕ**

**Панфилов П.Е.<sup>1,2</sup>, Коровин Р.Д.<sup>1</sup>, Меженов М.Е.<sup>1,2</sup>, Кабанова А.В.<sup>1</sup>,  
Зайцев Д.В.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> *Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия;*

<sup>2</sup> *Уральский государственный горный университет, Екатеринбург, Россия.*

[peter.panfilov@urfu.ru](mailto:peter.panfilov@urfu.ru)

Разработка нового поколения ресторативных материалов для стоматологии и ортопедии является одной из приоритетных задач биомедицинского материаловедения. Высокая биосовместимость и простота технологии производства являются условиями, определяющими перспективы такого материала в клинической практике. Одним из материалов, отвечающим этим жестким требованиям, оказалась скорлупа птичьих яиц, представляющая собой биоминерал на 95% состоящий из карбоната кальция и на 5% из биоорганических соединений. В докладе описывается деформационное поведение лабораторных образцов, вырезанных из скорлупы птичьих яиц и приготовленных из измельченной куриной скорлупы методом компактирования, при разных схемах нагружения и обсуждаются перспективы использования материалов на основе птичьей скорлупы в качестве ресторативных материалов в стоматологии.

Образцы из скорлупы яиц (курица, гусь, глухарь, канюк и серая чайка и другие дикие птицы региона Урала) вырезали при помощи дисковой алмазной пилы вдоль главной оси яйца шириной 2 мм и длиной 10-15 мм, толщина образцов зависела от толщины скорлупы и менялась от 0,5 мм до 1,5 мм. На часть образцов из куриной скорлупы наносили полимерные покрытия из полимерных пломбных материалов, используемых в клиниках РФ. Из порошка куриной скорлупы прессовали образцы в форме цилиндров диаметром 10 мм и соотношением диаметра к высоте 1:2; 1:1; 3:1 либо без связующего, либо с полимерным клеем БФ6 в качестве связующего. Образцы, вырезанные из скорлупы яиц, деформировали по схемам 3-х точечного изгиба и среза на воздухе и в воде. Образцы с полимерными покрытиями испытывали в режиме 3-х точечного изгиба на воздухе. Компактированные образцы испытывали на воздухе по схемам одноосного сжатия и диаметрального сжатия. До и после испытаний боковые поверхности образцов изучали при помощи световых микроскопов, а поверхности изломов - на сканирующем электронном микроскопе. Был изучен рост трещин в образцах из скорлупы при изгибе непосредственно на оптическом микроскопе.

Показано, что при минимальном уровне растягивающих нагрузок (одноосное сжатие и срез) модельные материалы на макроскопическом масштабе демонстрируют квазипластическое деформационное поведение, как на воздухе, так и в воде. В случае же приложения к образцу растягивающих нагрузок, все модельные материалы ведут себя на макроскопическом масштабе, как хрупкие материалы. При этом трещины, по развитию которых можно получить информацию о деформационном поведении материала на микроскопическом масштабе, были во многом похожи на трещины в металлах. Так при изгибе трещины в скорлупе можно было подрастить, увеличивая стрелу прогиба. На основании полученных результатов сделаны следующие заключения: Тип деформационного поведения изученного биоминерала и материалов на его основе на макроскопическом масштабе определяется долей растягивающих напряжений в схеме нагружения и меняется от хрупкого при изгибе и диаметральном сжатии до вязкоупругого при одноосном сжатии и срезе; Рост трещин во всех модельных материалах на микроскопическом масштабе был аттестован как вязкий при всех схемах нагружения; Влияние водной среды не приводит к качественным изменениям в деформационном поведении модельных материалов.

*Работа выполнена при поддержке РФФ (грант № 23-29-00253).*

**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ  
ИНТЕРМЕТАЛЛИДА  $Al_2Pt$**

**Волкова Е.Г., Волков А.Ю., Валиуллин А.И., Пилюгин В.П., Толмачев Т.П.**

*ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*

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

Бинарная система Al-Pt интересна в настоящее время по разным причинам. Оба металла используются в микроэлектронике, сплавы на основе Al-Pt представляют интерес для ювелирной промышленности. Интерметаллид  $Al_2Pt$  имеет высокую прочность и сохраняет высокие коррозионные свойства при температурах до 1300°C. Получение Al-Pt образцов с использованием традиционной методики плавки компонентов весьма затруднительно вследствие сильно отличающихся температур плавления и различий их химической активности.

Целью настоящей работы является изучение эволюции микроструктуры и микротвердости после механосплавления методом сдвигом под давлением (СПД) смеси опилок Al и Pt при комнатной температуре и при температуре жидкого азота.

Опилки платины и алюминия смешивали в пропорции, соответствующей  $Al_2Pt$  стехиометрии и диспергировали ультразвуком в толуоле. Образцы изготавливались из опилок Al и Pt методом СПД при разных температурах в наковальнях из карбида вольфрама. Для измерения микротвердости использовался автоматизированный микротвердомер Qness 10A+. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре DMAX 2200 (Rigaku). Микроструктуру образцов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Quanta-200 Pegasus.

Были получены диски из опилок Al и Pt при комнатной температуре. На каждом диске была измерена микротвердость и сделан рентгеноструктурный анализ. Смесь опилок Al и Pt была использована для получения композита при одном обороте наковален. В результате сплошной диск не получился. Далее полученный композит был разломлен на 4 части и сформирован образец после 4-х оборотов наковален при комнатной температуре. Сканирующая микроскопия показала, что равномерного распределения элементов по объему диска не произошло. Фактически, получен композитный материал, в котором чередуются тонкие слои высокопрочной платины и мягкого алюминия. На рентгенограммах присутствуют пики Al и Pt. На всех дифрактограммах в интервале углов  $2\theta - 35^\circ - 50^\circ$  присутствуют диффузные максимумы, свидетельствующие о формировании аморфной фазы в ходе СПД. Во всех локациях микротвердость Al-Pt диска меньше микротвердости чистой платины. Косвенно этот результат показывает отсутствие новых фаз в синтезированном диске.

Следующий диск был получен тем же способом при температуре жидкого азота. Структурные исследования показали, что Al распределен немного неравномерно, а распределение Pt практически однородно в образце. Начиная с половины радиуса микротвердость диска начинает заметно возрастать и вблизи края становится приблизительно в 2 раза выше чем в центре. В отдельных областях микротвердость диска почти в 2 раза выше микротвердости Pt образца. Можно предположить, что произошло образование новых высокопрочных фаз. На рентгеноструктурных линиях в центре образца наблюдаются достаточно интенсивные отражения от Al. Однако, в середине и на краю диска эти пики практически отсутствуют. Отражения от платины имеются на всех локациях. При удалении от центра диска на дифрактограммах появляются два гало, связанные с образованием аморфной фазы в ходе СПД. На рентгенограммах на фоне диффузных пиков и сильных Pt-пиков возникают слабые, но различимые отражения от новой, интерметаллической фазы  $Al_2Pt$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ (темы «Структура» №122021000033-2 и «Давление» №122021000032-5).*

**ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ  
3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОДВЕРГНУТОГО  
ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

**Усманов Э.И.<sup>1,2</sup>, Савина Я.Н.<sup>1,2</sup>, Валиев Р.Р.<sup>1,2</sup>, Валиев Р.З.<sup>1</sup>, Панин А.В.<sup>3,4</sup>**

<sup>1</sup>*Институт физики перспективных материалов, Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

<sup>2</sup>*Лаборатория «Дизайна новых материалов», Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

<sup>3</sup>*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия*

<sup>4</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия*

[usm4nov-emil@yandex.ru](mailto:usm4nov-emil@yandex.ru)

В последние годы активное развитие получили аддитивные технологии (3D-печать), которые являются одними из наиболее перспективных методов получения изделий из различных металлических материалов. Одним из эффективных методов 3D-печати является проволоочная электронно-лучевая аддитивная технология (ЭЛАТ), которая позволяет изготавливать крупногабаритные промышленные заготовки сложной формы с высокой производительностью и почти 100% эффективностью расхода сырья.

Известно, что с помощью ЭЛАТ можно успешно получать изделия из титанового сплава ВТ6, который широко распространен в авиакосмической промышленности. Однако в исходном состоянии 3D-напечатанный методом ЭЛАТ титановый сплав ВТ6 обычно демонстрирует более низкие прочностные свойства, по сравнению с тем же сплавом, полученным традиционными методами.

Широко известно, что повышения прочностных характеристик металлических материалов связано с измельчением зеренной структуры. Наиболее эффективным методом является кручение под высоким давлением (КВД), который позволяет получать структуру с размером зерен в нанометровом диапазоне. Такая обработка позволяет значительно повысить прочностные характеристики металлов и сплавов, однако влечет за собой снижение пластичности. В этой связи, актуальной задачей является поиск режимов деформационно-термических обработок (ДТО), которые позволили бы сформировать в 3D-напечатанном методом ЭЛАТ титановом сплаве ВТ6 УМЗ состояние с повышенной прочностью и пластичностью.

В настоящей работе исследовали микроструктуру и механическое поведение 3D-напечатанного методом ЭЛАТ титанового сплава ВТ6, подвергнутого ДТО, состоящей из трех этапов: предварительной термообработки, деформационной обработки методом КВД и последующего отжига.

Такой подход позволил сформировать в данном сплаве УМЗ структуру со средним размером зерен около 115 нм. Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре показали значительный прирост предела прочности до 1420 МПа. На основании прецизионных микроструктурных исследований обсуждается природа высокопрочного состояния после предлагаемой трехэтапной ДТО.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 22-19-00445).*



## ДИСПЕРСИОННАЯ ФУНКЦИЯ И ПОГЛОЩЕНИЕ ВОЛН В ДИНАМИЧЕСКОЙ ЗАДАЧЕ С УЧЁТОМ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МАТЕРИАЛА

Зимин Б.А.<sup>1</sup>, Ялыч Е.С.<sup>1</sup><sup>1</sup> БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова, Санкт-Петербург, Россия[ialych\\_es@voenmeh.ru](mailto:ialych_es@voenmeh.ru)

Рассматривается стержень, по которому может распространяться продольная волна. Пусть  $u(x, t)$  – перемещение частиц стержня на оси  $x$  (одномерная задача). Стержень подвергается нагрузкам и в его материале накапливается поврежденность

Поврежденность описывается функцией  $\psi(x, t)$ , описывающую плотность равномерно рассеянных в единице объема микродефектов. При отсутствии повреждений  $\psi = 0$ , при разрушении материала  $\psi = 1$ . Обычно поврежденность описывается уравнением:

$$\frac{\partial \psi}{\partial t} = f(\sigma, \psi), \quad (1)$$

где  $\sigma$  – внешнее максимальное действующее напряжение.

Уравнение динамики стержня состоит из уравнения Ньютона и уравнения состояния в разрушающемся материале:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma}{\partial x} \text{ и } \sigma = E \frac{\partial u}{\partial x} + \beta_1 \frac{\psi}{1 - \psi}, \quad (2)$$

где  $\beta_1$  – коэффициент, характеризующий изменение напряжений при поврежденности  $\psi$ .

С учётом  $(1 - \psi) \sim 1$  уравнение динамики стержня и уравнение поврежденности можно записать:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} - C_0^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} - \beta_1 \frac{\partial \psi}{\partial x} = 0 \text{ и } \frac{\partial \psi}{\partial t} + \alpha \psi = \beta_2 E \frac{\partial u}{\partial x}, \quad (3)$$

где  $\alpha, \beta_1, \beta_2$  – константы, характеризующие поврежденность материала и связь динамики стержня и процессов накопления повреждения.

Решение системы (3) ищем в виде:

$$\Phi(t, x) = (A_u, B_\psi) \exp(-i\omega t + ikx). \quad (4)$$

$$\begin{cases} (-\omega^2 + k^2 C_0^2) A_u + i\beta_1 k B_\psi = 0 \\ -ik\beta_2 E A_u - B_\psi(i\omega + \alpha) = 0 \end{cases}. \quad (5)$$

Условием существования нетривиального решения системы (5) является дисперсионное уравнение:

$$D(\omega, k) = \frac{i\omega^3}{\alpha} + \omega^2 - \frac{i\omega k^2 C_0^2}{\alpha} - k^2 \left( C_0^2 + \frac{\beta_1 \beta_2 E}{\alpha} \right) = 0. \quad (6)$$

Решение ищем в виде  $\omega = \omega' + i\omega''$ , где:

$$\omega''(k) = \frac{k^2}{2\alpha} \beta_1 \beta_2 E. \quad (7)$$

Переходя в дисперсионном уравнении (6) от частоты и волнового числа к соответствующим операторам  $\hat{\omega} = i\partial/\partial t$ ,  $\hat{k} = -i\partial/\partial x$ , получим дифференциальное уравнение для характеристической функции  $\Phi$  вектора состояния динамических колебаний при влиянии повреждаемости:

$$\frac{1}{\alpha} \frac{\partial^3 \Phi}{\partial t^3} - \frac{\partial^2 \Phi}{\partial t^2} - \frac{C_0^2}{2} \frac{\partial^3 \Phi}{\partial x^2 \partial t} - \left( C_0^2 + \frac{\beta_1 \beta_2 E}{\alpha} \right) \frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} = 0. \quad (8)$$

Из (7) и (8) следует, что при  $\omega''(k) > 0$  соответствующая собственная волна нарастает со временем. Это возможно в том случае, когда система (среда) находится в неравновесном состоянии, которое неустойчиво.

В данной модели динамики стержня с учётом полученной поврежденности нарастание разрушения носит экспоненциальный характер.

**РАЗВИТИЕ МАЛЫХ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛИ  
AM 316L, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО  
ПЛАВЛЕНИЯ**

**Белецкий Е.Н.<sup>1</sup>, Левин В.П.<sup>1,2</sup>, Демина Ю.А.<sup>1</sup>, Иванов И.А.<sup>3</sup>, Юдин А.В.<sup>3</sup>,  
Ботвина Л.Р.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)», Москва, Россия

<sup>3</sup>Государственный научный центр РФ "Научно-производственное объединение "Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения", Москва, Россия

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

Материалы, полученные с помощью аддитивных технологий, в частности, нержавеющая сталь AM 316L, демонстрируют многообещающие перспективы. Однако, при циклическом нагружении наличие в стали технологических дефектов приводит к развитию малых усталостных трещин и существенному снижению эксплуатационных характеристик.

Выполнено исследование кинетики малых усталостных трещин размером от 40 до 350 мкм в стали AM 316L. Испытание плоских корсетных образцов толщиной 3 мм проводилось на сервогидравлической установке BISS Nano (максимальная нагрузка 15 кН) с частотой нагружения 20 Гц при напряжении  $\sigma = 350$  МПа, составляющим 90% от предела текучести стали, и асимметрии цикла  $R=0,1$ .

В процессе периодических остановок были проведены измерения параметров неразрушающего контроля – скорости и коэффициента затухания продольных ультразвуковых волн, вихретокового параметра. Ультразвуковые параметры измеряли лазерным оптико-акустическим методом с помощью ультразвукового дефектоскопа УДЛ-2М. Диаметр ультразвукового пучка составлял 2-3 мм. Измерения вихретокового параметра были выполнены с помощью вихретокового дефектоскопа ВД-90НП, позволяющего обнаружить поверхностные и подповерхностные трещины. Зарождение и развитие малых усталостных трещин на полированной поверхности образца фотографировали с помощью оптического микроскопа Neophot 32.

В результате проведенного исследования было установлено:

- зарождение малых усталостных трещин, чаще всего, происходит на технологических дефектах стали и наблюдается при относительной долговечности  $\sim N/N_f=10\%$ ;
- оценка длины и скорости развития малых усталостных трещин показала, что распространение микротрещин происходит путем чередования процессов их роста и торможения на структурных границах;
- стадийность развития малых трещин коррелирует со стадийностью изменения с числом циклов характеристик неразрушающего контроля - коэффициента затухания ультразвуковых волн и вихретокового параметра;
- перед окончательным разрушением наблюдается резкий подъем оцененных физических характеристик, при этом число малых усталостных трещин остается неизменным.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 23-19-00784).*

## КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Синев И.О.<sup>1</sup>, Белецкий Е.Н.<sup>1</sup>, Иванов И.А.<sup>2</sup>, Юдин А.В.<sup>2</sup>, Ботвина Л.Р.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Государственный научный центр РФ "Научно-производственное объединение "Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения", Москва, Россия

[isinev@imet.ac.ru](mailto:isinev@imet.ac.ru)

Вопросами накопления и развития поврежденности занимаются многие исследователи, однако число работ по количественной оценке микротрещин невелико, возможно, в силу сложности проведения исследований такого рода. Изучение поврежденности особенно актуально для аддитивных материалов в связи с их активным внедрением в промышленность.

Выполнено исследование развития поврежденности при статическом и циклическом нагружении стали 316L, полученной методом аддитивной печати на отечественной установке селективного лазерного сплавления MeltMaster3d-550 из порошковой композиции фракционного состава от 24-63 мкм. Мощность лазерного излучения была установлена равной 358 Вт, скорость сканирования 850 мм/с, тип штриховки - шахматная, шаг сканирования 80 мкм при толщине порошкового слоя 50 мкм. Испытания плоских образцов толщиной 3 мм проводились на сервогидравлической установке BISS Nano (максимальная нагрузка 15 кН) со скоростью 0,5 мм/мин. В процессе периодических остановок нагружения на оптическом микроскопе Neophot 32 были получены картины микротрещин в наиболее опасном сечении образцов. Анализ изображений позволил определить основные параметры поврежденности, включающие относительную площадь поврежденной поверхности ( $S^*$ , мкм<sup>2</sup>), равную отношению суммарной площади дефектов к площади кадра, среднюю длину ( $L_{cp}$ , мкм) и плотность ( $n$ , 1/мкм<sup>2</sup>) дефектов. Максимальное число микротрещин ( $N$ ), длиной от 50 до 1000 мкм, измеренных на каждом образце, составляло ~500.

В результате проведенного исследования было установлено:

- стадийность изменения исследуемых в работе характеристик поврежденности отвечает стадийности статического и циклического нагружения;
- наиболее крупные дефекты при нагружении возникают на границах ванн расплава, а также вокруг пор и включений, образующихся при изготовлении материала, причем их характерный размер на порядок больше микротрещин, наблюдаемых в нержавеющей стали, полученной традиционными методами;
- показатель степенного соотношения, аппроксимирующего зависимость параметра  $S^*$  от деформации для стали, полученной аддитивным и традиционным методом, составляет 3,8 и 2,9 соответственно, а значение площади микротрещин перед разрушением образца в первом случае в 2 раза выше;
- при статическом растяжении наблюдаются два типа микротрещин: перпендикулярных оси нагружения, располагающихся по границам ванн расплава, и параллельных направлению нагружения, вдоль межзеренных границ. Зарождение дефектов первого типа начинается на стадии упругой деформации, после достижения предела прочности растут трещины обоих типов. Макротрещина образуется в результате слияния дефектов первого типа;
- исследование поврежденности при циклическом нагружении позволяет обнаружить переход от одноочагового к многоочаговому механизму разрушению, наблюдаемому при анализе изломов с увеличением амплитуды напряжения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 23-19-00784).

**ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПАКТНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Cr<sub>2</sub>Ta**

**Гурьянов А.М.<sup>1,2</sup>, Касимцев А.В.<sup>1,2</sup>, Юдин С.Н.<sup>1,3</sup>, Володько С.С.<sup>1,4</sup>**

<sup>1</sup>ООО «Метсинтез», Тула, Россия

<sup>2</sup>Тульский государственный университет, Тула, Россия

<sup>3</sup>Московский политехнический университет, Москва, Россия

<sup>4</sup>Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия

[alex19021861@gmail.com](mailto:alex19021861@gmail.com)

На сегодняшний день интерметаллид Cr<sub>2</sub>Ta рассматривается как перспективная основа для создания тугоплавких композиционных материалов (твёрдый раствор + интерметаллид), отличающихся повышенной жаропрочностью и жаростойкостью. В данный момент нет данных о механических свойствах этого соединения, что затрудняет разработку материалов на его основе.

В данной работе были проведены исследования структуры и некоторых свойств порошкового компактного интерметаллида Cr<sub>2</sub>Ta. Исходный порошок был получен с помощью гидридно-кальциевого синтеза при температуре восстановления 1200 °С и выдержкой 6 ч. Рентгеновский анализ показал, что порошок состоит из 90 – 95 % масс. Cr<sub>2</sub>Ta с гексагональной решёткой и фаз на основе тантала (Ta, Ta<sub>2</sub>C, TaC). Образование карбидов обусловлено взаимодействием частиц восстановленного Ta с углеродом из стальной реакционной капсулы.

Консолидацию порошка Cr<sub>2</sub>Ta проводили по технологии искрового плазменного спекания (ИПС) в графитовой матрице по следующим режимам: 1 – T<sub>сп</sub> = 1300 °С, τ<sub>сп</sub> = 20 мин, усилие прессования – 30 МПа; 2 – 1500 °С / 20 мин / 30 МПа; 3 – 1500 °С / 20 мин / 50 МПа.

Методом гидростатического взвешивания установлено, что режим 1 обеспечивает получение образца с пористостью около 30 %. Повышение температуры спекания до 1500 °С (режимы 2 и 3) приводило к увеличению относительной плотности до уровня ~98 %, однако в структуре присутствовали пластинчатые включения карбидов Ta (из исходного порошка). Также в образцах 2 и 3 наблюдался двухфазный карбидный слой (TaC и Ta<sub>2</sub>C) толщиной около 150 мкм, препятствующий дальнейшей диффузии углерода в интерметаллидную матрицу. Фазовый состав компактных образцов значимо не отличался от исходного порошкового состояния (карбидный слой был предварительно механически удалён).

Микротвёрдость, определённая на большом удалении от карбидного слоя, составила 496 ± 55, 835 ± 140 и 837 ± 76 HV (ПМТ-3, 2 Н, 10 сек, среднее из 10 уколов) для образцов 1, 2 и 3 соответственно. Очевидно, что такая разница в микротвёрдости между образцами 2, 3 и 1 обусловлена высокой пористостью последнего.

Таким образом, показано, что гидридно-кальциевым методом возможно синтезировать порошок Cr<sub>2</sub>Ta. При этом нужно использовать оснастку из чистых металлов (Fe, Mo, Nb) для подавления образования карбидов Ta<sub>2</sub>C и TaC. Консолидация порошка методом ИПС позволяет получать высокоплотные заготовки при температуре 1500 °С и коротких временах выдержки (<20 мин). При консолидации деградации фазы Cr<sub>2</sub>Ta не происходит. Однако наблюдается карбидизация поверхности компактного материала на глубину ~150 мкм. Микротвёрдость фазы Cr<sub>2</sub>Ta составляет величину 830 – 840 HV.

*Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 22-23-20113 и гранта Комитета Тульской области по науке и инноватике №3 от 19.04.2022 г.*

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ  
КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С БЕЙНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ  
СТРУКТУРОЙ**

**Назарова В.В.<sup>1</sup>, Майсурадзе М.В.<sup>1</sup>, Куклина А.А.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> ФГАОУ ВО УрФУ, г. Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> ФГБОУ ВО УГГУ, г. Екатеринбург, Россия

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

Сталь, применяемая для изготовления деталей машин, строительных конструкций и других сооружений, должна обладать высоким комплексом механических свойств. Изотермическая закалка стальных изделий в температурном интервале бейнитного превращения применяется для повышения вязкостно-пластических свойств и износостойкости деталей.

В работе исследованы промышленные никельсодержащие стали 18X2H4MA, 25X2H4MA и 25XH3MA. Рассмотрены особенности формирования бейнитной структуры при изотермической закалке в области образования верхнего и нижнего бейнита, а также после охлаждения с разной интенсивностью (0,2...25 °C/c).

Установлено, что микроструктура исследуемых сталей, содержащая верхний бейнит, обладает пониженной ударной вязкостью, как по сравнению со смесью нижнего бейнита и мартенсита, так и по сравнению с полностью мартенситной структурой: отношение ударной вязкости структуры, содержащей верхний бейнит, к ударной вязкости мартенситной структуры  $KCV_{(ББ+М)}/KCV_{(М)} < 1$ . При этом формирование нижнего бейнита в сталях 18X2H4MA и 25X2H4MA приводит к повышению ударной вязкости на 25 % относительно полностью мартенситной структуры, несмотря на то, что после изотермической закалки в температурной области нижнего бейнита количество остаточного аустенита, стабилизированного в исследуемых сталях, составляет всего 3...6 %, что в 2...4 раза меньше, чем после изотермической закалки в температурной области образования верхнего бейнита (9...14 %). Более высокое содержание остаточного аустенита в смешанной структуре верхнего бейнита и «вторичного» мартенсита не приводит также и к ожидаемому повышению пластичности стали.

Образование верхнего бейнита в сталях неоднозначно влияет на показатели ударной вязкости: в стали 18X2H4MA смесь верхнего и нижнего бейнита после замедленного охлаждения обеспечивает ударную вязкость 1,4 МДж/м<sup>2</sup>; в стали 25XH3MA – 0,4 МДж/м<sup>2</sup>. Сталь 25X2H4MA обладает стабильными характеристиками прочности (1400...1650 МПа), пластичности (11...13 %) и ударной вязкости (0,4...0,6 МДж/м<sup>2</sup>) при реализации различных вариантов упрочняющей термической обработки.

В стали 18X2H4MA после охлаждения на спокойном воздухе (скорость охлаждения 1,0 °C/c), в теплоизолированном контейнере (скорость охлаждения 0,2 °C/c) и после изотермической закалки на нижний бейнит достигается одновременно высокая прочность (1200...1250 МПа), пластичность (14...15 %) и ударная вязкость (1,3...1,4 МДж/м<sup>2</sup>). И ее можно условно отнести к высокопрочным автомобильным сталям третьего поколения.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00106.*

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО ПОРОШКОВОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb ПОСЛЕ СПЕКАНИЯ И ТМО

Алимов И.А.

Тульский государственный университет, Тула, Россия

[alimov.iwann@mail.ru](mailto:alimov.iwann@mail.ru)

Сплав Ti-18Zr-15Nb (% ат.) является перспективным материалом для медицинского применения по ряду причин. Во-первых, поведение сплава и костной ткани при механической нагрузке подобно, в частности, он проявляет эффект сверхупругости при комнатной температуре. Кроме того, величина модуля Юнга сплава (60 ГПа) близка к значению модуля Юнга кости – 30-40 ГПа. Во-вторых, сплав состоит только из биоинертных элементов, совместимых с человеческим организмом (Ti, Nb, Zr).

В работе проведены исследования структуры и свойств сплава Ti-18Zr-15Nb после спекания и термомеханической обработки (ТМО) – ротационнойковки. Исходный порошок получен гидридно-кальциевым методом при температуре восстановления 1200 °С в течение не менее 12 ч. Полученный порошок сплава по данным рентгенофазового анализа представляют собой твердый раствор замещения на основе  $\beta$ -Ti.

Консолидацию сплава осуществляли по схеме: гидростатическое прессование + вакуумное спекание при температуре 1400 °С в течение 3 часов. Термомеханическую обработку проводили при 980 °С с суммарно накопленной деформацией  $e = 0,63$ . По результатам гидростатического взвешивания и металлографического анализа пористость заготовки после спекания составляла около 4 %. Дальнейшая операция ТМО позволила снизить пористость до <1 %. Фазовый состав образцов после спекания и ТМО аналогичен исходному порошковому состоянию и соответствует однофазному  $\beta$ -твердому раствору.

Сплав Ti-18Zr-15Nb после спекания и ТМО имеет структуру с полиэдрической формой зерен. Большинство зёрен сопрягаются друг с другом с углом разориентировки границ приблизительно в 120°, что указывает на формирование рекристаллизованной структуры сразу после горячей деформации.

Испытания на растяжение порошковых образцов сплава Ti-18Zr-15Nb показали, что сплав характеризуется хорошей пластичностью  $\delta \sim 7\%$  и прочностью  $\sigma_b = 711$  МПа, низким модулем Юнга уровне 60 ГПа. Следует также отметить, что прочность  $\sigma_b$  и модуль Юнга порошковых сплавов сравнимы со свойствами сплава Ti-18Zr-15Nb полученного традиционной технологией литья.

Таким образом, показано, что по порошковой технологии: гидридно-кальциевый синтез + консолидация, возможно, получать качественный сплав системы Ti-Zr-Nb имеющие структуру  $\beta$ -Ti, однородный химический состав. Консолидированные заготовки отличаются хорошей прочностью и малым модулем Юнга, что важно для медицинских сплавов.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/> и региона (Комитет Тульской области по науке и инноватике)*

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ****Al-4Zn-4Mg-4Cu-Zr-Y(Er)****Главатских М.В., Горлов Л.Е., Поздняков А.В.***НИТУ МИСИС, Москва, Россия*[glavatskih@edu.misis.ru](mailto:glavatskih@edu.misis.ru)

Настоящее исследование направлено на оптимизацию состава новых композиций системы Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Y(Er) с целью создания новых высокотехнологичных и жаропрочных литейных алюминиевых сплавов. В данном направлении проведен детальный анализ структуры и свойств сплавов Al-4Zn-4Mg-4Cu-0,2Zr при дополнительном легировании иттрием или эрбием.

Расчетный и экспериментально определенный показатель горячеломкости новых сплавов находится на уровне медистого силумина. Согласно картам распределения легирующих элементов между фазами и рентгенограмме в слитке сплава Al<sub>4</sub>Zn<sub>4</sub>Mg<sub>4</sub>Cu помимо алюминиевого раствора присутствуют фазы Т в составе эвтектики, отдельные включения фазы Mg<sub>2</sub>Si и фазы богатой железом - Al<sub>3</sub>Fe. При введении иттрия в сплаве Al<sub>4</sub>Zn<sub>4</sub>Mg<sub>4</sub>CuY дополнительно кристаллизуются фазы Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Y и (Al,Cu)<sub>11</sub>Y<sub>3</sub>. В сплаве с эрбием кристаллизуется фаза Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er, а также обнаружено наличие отдельных более светлых включений фазы Al<sub>3</sub>Er. Во всех Y- или Er-содержащих частицах отмечено повышенное содержание Zn и Fe.

В соответствие с солидусом сплавы гомогенизировали при 465°C. Согласно расчетам в сплаве без иттрия или эрбия после гомогенизации и закалки должны присутствовать фазы S, Al<sub>3</sub>Fe, Mg<sub>2</sub>Si и Al<sub>3</sub>(Zr,Ti). Микроструктурные исследования подтверждают результаты расчетов. Основная избыточная фаза Т в слитке трансформируется в фазу S, подвергаясь при этом фрагментации, сфероидизации и росту с 1 мкм до 2-3 мкм после 6 часов гомогенизации. В сплавах Al<sub>4</sub>Zn<sub>4</sub>Mg<sub>4</sub>CuY и Al<sub>4</sub>Zn<sub>4</sub>Mg<sub>4</sub>CuEr растворение неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения Т, S и Mg<sub>2</sub>Si приводит к насыщению твердого раствора также после 6 часов гомогенизации. При этом содержание цинка и меди в растворе ниже, а магния выше, что связано с образованием нерастворимых при гомогенизации Y- и Er-содержащих фаз с медью, в которых также растворяется цинк. Y- или Er-содержащие фазы Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Y, (Al,Cu)<sub>11</sub>Y, Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er и Al<sub>3</sub>Er после гомогенизации не претерпевают изменений в морфологии, сохраняя форму разветвленных кристаллов. В матрице (Al) также отмечено наличие дисперсных светлых включений, которые должны соответствовать дисперсоидам Al<sub>3</sub>(Zr,Ti,Y) и Al<sub>3</sub>(Zr,Ti,Er).

На временных зависимостях твердости при 120°C (кроме сплава Al<sub>4</sub>Zn<sub>4</sub>Mg<sub>4</sub>Cu) можно выделить 3 локальных максимума твердости. Процесс распада пересыщенного твердого раствора с упрочнением фазой Т обычно протекает по следующим этапам: (Al)→ЗГП→Т''→Т'→Т. В данном случае каждый пик можно связать с образованием соответственно ЗГП и метастабильных модификаций Т'' и Т'. При увеличении температуры старения до 150 и 180°C первый пик от ЗГП не выявляется, оставляя два пика, связанных с образованием Т'' и Т'

Ввиду большого количества интерметаллидов в структуре сплавы имеют очень низкую пластичность при комнатной температуре при достаточно высокой прочности в 421-477 МПа. После растяжения при 250°C во всех сплавах удлинение существенно выше, а уровень предела текучести примерно одинаков и составляет 217-222 МПа. Для сравнения все высокопрочные деформируемые и литейные сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu имеют меньший уровень свойств при температурах 205-260°C.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10142, <https://rscf.ru/project/22-79-10142>*

**ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСКОПИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ  
ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ**

**Хантулева Т.А.**

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

[t.khantuleva@spbu.ru](mailto:t.khantuleva@spbu.ru), [khan47@mail.ru](mailto:khan47@mail.ru)

Экспериментальные исследования ударно-волновых процессов в конденсированных средах показали, что высокоскоростная деформация среды индуцирует в ней процессы структурообразования на промежуточных между макро и микро масштабных уровнях, которые не позволяют локализовать связь между силой и вызываемым ею откликом и принципиально отличают их от медленных квазистационарных процессов.

На основе полученных в неравновесной статистической механике нелокальных уравнений с памятью и методов кибернетической физики разработан новый подход к описанию процессов вдали от локального равновесия, который позволяет использовать динамику пространственно-временных корреляций как основу самоорганизации турбулентных структур на мезоскопических масштабах. Построенная нелокальная модель динамики пространственно-временных корреляций описывает асимметричное распределение пространственных корреляций на конечных интервалах времени, параметры которого определяются первыми моментами неравновесных корреляционных функций. Показано, что дисперсия такого распределения корреляций по пространству и времени характеризует пространственно-временные масштабы динамической структуры среды, реализующей перенос массы, импульса и энергии и позволяет трактовать движение в среде на мезомасштабах как турбулентное.

Использование методов теории управления адаптивными системами позволило описать эволюцию физической системы вдали от термодинамического равновесия и эволюцию динамической структуры ее элементов как замкнутый контур управления с обратной связью между ними. Такой подход дает возможность предсказать изменение макроскопических свойств системы со временем в зависимости от условий внешнего воздействия.

С помощью такого подхода решена задача о распространении плоской индуцированной ударом волны в конденсированной среде. Полученное приближенное решение адекватно описывает как экспериментально наблюдаемые волновые формы, так и их эволюцию при распространении по металлической мишени. Целевая функция эволюции волновой формы при ее распространении определяется работой деформации, совершаемой ударом без разделения ее на обратимую и необратимую части.

Когда удар разрушает корреляции, изначально существующие в твердом материале, энтропия возрастает. За счет дисперсии индуцированной волны на неоднородностях среды формируются волновые пакеты, переносящие массу и импульс и делающие материал пластичным. Их взаимодействие приводит к выравниванию скоростей и частичному восстановлению исходного состояния материала. При высоких скоростях переноса движение пакетов внутри волновой формы становится турбулентным. Уменьшение диссипации за счет самоорганизации структуры в ударно-деформируемой конденсированной среде и создания новой информации при переходе к турбулентности уменьшает производство энтропии внутри волновой формы. Траектория эволюции системы спускается по поверхности производства энтропии в волновой форме и определяет будущие состояния системы.

Попадание траектории в энтропийную яму полностью соответствует захвату частицы потенциальной ямой в квантовой механике. Решение задачи на спектр размеров структур в энтропийной яме определяется формой импульса с учетом скорости деформации при нагружении, длительности импульса и характером разгрузки.



## МИКРОСТРУКТУРНЫЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Беляев Ф.С.<sup>1</sup>, Волков А.Е.<sup>2</sup>, Евард М.Е.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия

[belyaev\\_fs@mail.ru](mailto:belyaev_fs@mail.ru)

В данной работе предлагается микроструктурный подход к описанию пластической деформации в металлах и сплавах. В рамках предлагаемого подхода пластическая деформация рассматривается на микроуровне как совокупность сдвигов на плоскостях легкого скольжения, характерных для выбранного материала. Для определения критического напряжения, вызывающего дислокационное скольжение, было выбрано условие, аналогичное закону Шмида:

$$\tau_{13} = \tau_s,$$

где  $\tau_{13}$  – сдвиговое напряжение на плоскости скольжения в направлении возможного сдвига,  $\tau_s$  – скалывающее напряжение для данной плоскости скольжения. Скалывающее напряжение представляется как сумма начального значения  $\tau_s^0$ , изотропного упрочнения  $\tau_s^y$  и трансляционного (кинетического) упрочнения  $\tau_s^p$ :

$$\tau_s = \tau_s^0 + \tau_s^y + \tau_s^p.$$

При этом упрочнения рассчитываются отдельно для каждой плоскости скольжения.

В предлагаемой модели пластической деформации считается что возникновение упрочнений связано с образованием деформационных дефектов. Предполагается что трансляционное упрочнение связано с образованием ориентированных дефектов, формирующих дальнедействующие ориентированные поля напряжений в теле, а изотропное упрочнение связано с образованием рассеянных дефектов, так как они создают препятствия для движения дислокаций. Предлагаются следующие кинетические уравнения для вычисления плотностей ориентированных дефектов  $b$  и рассеянных дефектов  $f$ , возникающих при пластической деформации:

$$\dot{b}_m = k_b \left( \dot{\varepsilon}_m - \frac{b}{\beta^*} \dot{\varepsilon}_m H(b \dot{\varepsilon}_m) \right),$$

$$\dot{f} = \sum_m |\dot{\varepsilon}_m| + r_0(T)(f - f_0),$$

где  $\varepsilon_m$  – мера пластической деформации на плоскости скольжения  $m$ ,  $k_b$ ,  $\beta^*$ ,  $f_0$  – материальные постоянные,  $H$  – функция Хэвисайда,  $r_0(T)$  – функция, описывающая заживление рассеянных дефектов за счет термоактивированных процессов.

Применение предлагаемой модели позволяет рассчитывать пластическую деформацию как поликристаллов, так и монокристаллов. За счет описания эволюции деформационных дефектов модель позволяет учитывать перекрестное упрочнение на разных плоскостях скольжения.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 23-29-01006.*

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА  
ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА**

Андреев В.А.<sup>1</sup>, Белоусов Н.Н.<sup>2</sup>, Хаймович П.А.<sup>3</sup>, Сундеев Р.В.<sup>4</sup>,  
Киселев А.Ю.<sup>5</sup>, Вьюненко Ю.Н.<sup>6</sup>

<sup>1</sup> ИМЕТ РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup> Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Россия

<sup>3</sup> ННЦ — Харьковский физико-технический институт, Харьков, Украина

<sup>4</sup> Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

<sup>5</sup> АО «Атомэнергопроект», Санкт-Петербург, Россия

<sup>6</sup> ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Санкт-Петербург, Россия

[aleyukiselev@gmail.com](mailto:aleyukiselev@gmail.com)

Проведены сравнительные исследования влияния интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) и барокриодеформированиям (БКД) на тепловые свойства никелида титана во время мартенситных превращений. Образцы были изготовлены из прутка сплава TiNi 55,15 вес%, полученного методом ротационной ковки. Диски для ИПДК и цилиндры для БКД вырезами из заготовок электроискровым методом. Деформацию диска задавали кручением в установке типа наковальни Бриджмена под давлением 2 Гпа при скорости вращения 5 об/мин в течении 2 мин. Обработку материала в режиме БКД проводим по технологии низкотемпературной квазигидроэкструзии. Давление в принимающей камере варьировали от 5 кБар до 12 кБар. В подающей камере давление было на 6 кБар выше. Деформация образца (оценку проводили по изменению формы цилиндра) достигла ~20%. Для калориметрических изменений использовали дифференциальный сканирующий калориметр (ДСК) METTLER TOLEDO 822E.

Полученные данные показали в исходном состоянии металла наличие эндотермического процесса в интервале температур от ~65 °С до ~85 °С. При охлаждении всплеск тепловыделения отмечен в диапазоне температур от ~56 °С до ~32 °С. Скрытая теплота превращения в обоих случаях равнялась ~24 Дж/гр.

ИПДК приводит к почти полному исчезновению аномальных тепловых эффектов в интервале температур от 20 °С до 200 °С. Из анализа полученной рентгенограммы следует, что металл, в значительной степени, находится в аморфном состоянии.

Нагрев образцов из материала, полученного в режиме БКД, приводит к наблюдению двух этапов эндотермического процесса. Первый отмечен в интервале температур ~50 °С - ~90 °С. Второй проявляет себя в промежутке от ~125 °С до ~220 °С. Рентгеновская съёмка на установке ДРОН-3 показала, что материал продеформированный при противодействии 5 кБар в принимающей камере, аморфизирован на ~25%.

БКД никелида титана значительно повлияло на его механические свойства.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОКРАТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И РЕЛАКСАЦИОННОГО ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ****Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Исхакова Э.И.<sup>2</sup>, Лакаткина А.Н.<sup>2</sup>**<sup>1</sup>*ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия*<sup>2</sup>*УУНиТ, Уфа, Россия*[churakovaa\\_a@mail.ru](mailto:churakovaa_a@mail.ru)

Сплавы с эффектами памяти формы широко используются в качестве функциональных материалов в различных отраслях. Наиболее распространены сплавы с памятью формы на основе TiNi. При разработке изделий из сплавов с ЭПФ наиболее важными являются следующие функциональные характеристики: температурный интервал восстановления формы, максимальная полностью обратимая деформация, степень восстановления формы, аналогичные характеристики обратимой памяти формы и сверхэластичности (СЭ), высокой коррозионной стойкостью, благодаря чему находят широкое применение во многих отраслях промышленности и медицине. В то же время для многих применений, особенно в ответственных или мелкогабаритных изделиях, того уровня механических и функциональных свойств, которыми обладают сплавы TiNi в обычном крупнозернистом состоянии, недостаточно. Известно, что физико-механические свойства конструктивно чувствительны, то для их улучшения применяют методы деформационно-термической обработки. Одними из методов изменения структуры являются методы интенсивной пластической деформации. Известно, что границы зерен могут быть как местами зарождения дислокаций при мартенситном превращении, так и стоками для них, и, следовательно, фазовое упрочнение при термоциклировании в ультрамелкозернистом (УМЗ) TiNi может усиливаться. С другой стороны, в УМЗ TiNi мартенситные пластины ограничены в пределах одного зерна гораздо меньшего размера, чем в КЗ-состоянии, что может снижать внутренние напряжения при росте мартенситных двойников. А это может привести к снижению интенсивности генерации дислокаций при цикле нагрева-охлаждения в материале с УМЗ-структурой. В связи с этим представляет интерес определение влияния исходного размера зерна/структурных элементов (КЗ, УМЗ и НС, полученных при сочетании РКУП и осадки), а также последующих низкотемпературных (релаксационных) отжигов на процессы термоциклирования и связанные с ними структурные изменения.

Материалом исследования служил сплав  $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ , имеющий мартенситную решетку B19' при комнатной температуре. После закалки образцы деформировали равноканальным угловым прессованием (РКУП) по режиму Вс (6 проходов) при  $T = 450$  °С. Последующая осадка производилась на гидравлическом прессе ПА2634 в ЦКП «Нанотех» УУНиТ на 30% при комнатной температуре.

В результате термоциклирования в сплаве  $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$  увеличивается плотность дислокаций, увеличиваются внутренние напряжения в КЗ и УМЗ-состояниях, незначительно уменьшается размер структурных составляющих, что связано с образованием дислокационных стенок и субграниц. Дополнительное осадка приводит к увеличению плотности дислокаций и образованию полос деформации с образованием наноструктуры размером  $140 \pm 10$  нм. Релаксационные отжиги при температуре 150 °С в течение 1 ч и 17 ч после термоциклирования с максимальным количеством циклов ( $n=100$ ) позволил сохранить дислокационную структуру с меньшим размером зерна, чем до термоциклирования, но с более сбалансированной и стабильной структурой и более равновесными границами зерен.

*Исследование выполнено за счет гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение №1 от 12.12.2022).*

## ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

Столяров В.В.

*Институт машиноведения РАН, Москва, Россия*

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

Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы, включая высокопрочный титан, показали свою эффективность в конструкционных и функциональных приложениях, например, в медицине. Однако низкая пластичность таких материалов ограничивала их технологические свойства, например, деформируемость при применении методов обработки металлов давлением: прессовании, прокатке, волочении. С развитием методов структурного измельчения появилась практическая задача исследования и повышения деформируемости УМЗ материалов с целью получения длинномерных полуфабрикатов в виде труб, листов, прутков, проволоки. Целью настоящей работы являлось сравнение деформируемости, структурной эволюции и характера разрушения титана в исходном УМЗ и КЗ состоянии в процессе плоской холодной прокатки.

Материалом исследования был отожженный в течение 1 ч при 675 °С пруток диаметром 40 мм технически чистого титана Grade 2. Из прутка были вырезаны две заготовки, одну из которых для получения УМЗ-структуры подвергали РКУП. Из обеих заготовок были вырезаны пластины размерами 17×23×58 мм для последующей холодной прокатки. Холодную прокатку осуществляли со скоростью 10 см/с и обжатием 0,5 мм за проход до появления первых трещин. Микротвердость HV измеряли при нагрузке 1 Н. Механические свойства титана на растяжение определяли на плоских образцах размерами 2х6х20 мм<sup>3</sup> при комнатной температуре и скорости деформации 1·10<sup>-3</sup> с<sup>-1</sup> с использованием машины Schimadzu. Микроструктурные исследования были выполнены с помощью просвечивающей и растровой электронной микроскопии.

Было установлено, что деформируемость титана Grade 2 в УМЗ-состоянии выше, чем в КЗ-состоянии, и позволяет достигать степени деформации  $\varepsilon = 88\%$  без разрушения при плоской холодной прокатке. Холодная прокатка повышает прочность и микротвердость титана, при этом степень его упрочнения в титане обоих состояний практически одинаковая. Вместе с тем механизм упрочнения крупнозернистого титана преимущественно дислокационный, а в ультрамелкозернистом титане смешанный: дислокационный и структурное измельчение. Термическая стабильность холоднокатаного ультрамелкозернистого титана в процессе кратковременного отжига при температурах 450 и 700 °С оказалась выше, чем крупнозернистого титана. Деформационный рельеф поверхности разрушения титана при растяжении вязкий, его характер меняется от преимущественно чашечного в крупнозернистом состоянии к преимущественно ямочному в ультрамелкозернистом состоянии.

Предполагается, что одной из причин повышенной деформируемости ультрамелкозернистого титана может быть активизация зернограничного проскальзывания и развитие ротационных мод деформации на мезоуровне, усиливаемых субмикронным размером зерен и деформационным разогревом. Структурные исследования подтверждают более низкую активность процессов рекристаллизации для ультрамелкозернистого титана. После отжига одинаковой длительности в холоднокатаном крупнозернистом титане стадия зарождения центров рекристаллизации заканчивается и переходит в стадию их роста, а в холоднокатаном ультрамелкозернистом титане центры кристаллизации только зарождаются.

**СВОЙСТВА ДЕНТИНА ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА У ПОЖИЛОЙ  
ВОЗРАСТНОЙ ГРУППЫ**

**Зайцев Д.В.<sup>1,2</sup>, Куклина А.А.<sup>1,2</sup>, Меженов М.Е.<sup>1</sup>, Панфилов П.Е.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Уральский государственный горный университет, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> Уральский Федеральный Университет, г. Екатеринбург, Россия

[zaytsev@m.ursmu.ru](mailto:zaytsev@m.ursmu.ru)

Дентин человека является основой зуба и представляет собой иерархический композит биологического происхождения, который состоит, как из неорганических и органических компонентов. Превосходные механические свойства дентина позволяют успешно функционировать зубу в течение всей жизни человека. Повреждение зубов, как правило вызваны заболеваниями. При частичной потере твердых тканей зуба, время жизни зуба и качество жизни пациента после реставрации, во многом определяется совместимостью механических свойств реставрационных материалов с тканями зуба. Как правило, для реставрации зубов применяют одни и те же материалы для лиц молодой (18-44 лет), средней (45-59 лет) и пожилой (60-74 лет) возрастной группы. Целью данной работы является оценка микроструктуры и механических свойств дентина человека пожилого возраста в сравнении с дентином человека среднего возраста. Результаты этой работы позволят оценить вклад дентинных каналов в деформационное поведение композита подобного рода, а также научно обосновать применение реставрационных материалов для лечения пациентов пожилого возраста.

Для изготовления образцов, распиловку зубов проводили с помощью алмазной пилы с водным охлаждением, предотвращая перегрев дентина и, как следствие, повреждение его тканей. Далее поверхности образцов обрабатывали на вращающемся алмазном диске, также при водном охлаждении. Микроструктуру дентина изучали на оптическом и сканирующем электронном микроскопе. Содержание микроэлементов в образцах определялось методом масс-спектрометрии с индуктивно-связанной плазмой после кислотного вскрытия в блоке чистых помещений (6, 7 классы чистоты) ИГГ УрО РАН. Микроиндентирование по Виккерсу склерозированного и нормального дентина проводили на ПМТ-3.

Показано, что возрастные изменения дентина зубов человека видны невооруженным взглядом, дентин становится прозрачным. Изменения микроструктуры начинаются в вершине корня зуба и постепенно поднимаются до его коронковой части. В последующем эти изменения могут затронуть и коронковую часть зуба. Показано, что прозрачность возникает, когда просветы каналов заполняются минералами, что уменьшает количество рассеянного света от дырок. Предполагается, что увеличение концентрации минералов связано только с закрытием просвета каналов, тогда как межтубочковый дентин не изменяется. Исследования в более чем 50 точках содержания микроэлементов в нормальном дентине и дентине с закрытыми/склерозированными каналами, показало, что существенных различий в химическом составе дентина в этих возрастных группах обнаружено не было. Проведённое исследование образцов дентина на микротвёрдость (Виккерс) показало, что микротвёрдость склерозированного дентина немного выше, чем у нормального (Нормальный дентин:  $H_v = (0,71 \pm 0,05)$  ГПа. Склерозированный дентин:  $H_v = (0,86 \pm 0,10)$  ГПа.), из чего можно сделать вывод, что катастрофических изменений в прочностных свойствах не происходит и склерозированный дентин можно рассматривать, как основу для дальнейшей реставрации зуба, но нужно учитывать его отличия в прочностных свойствах от нормального дентина.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФ №22-29-00268.*

**ОЦЕНКА ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ И ВЕРОЯТНОСТИ  
РАЗРУШЕНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ  
СХЕМАХ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОГО  
МОДЕЛИРОВАНИЯ**

**Андреев В.А., Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Юсупов В.С.,  
Рогачев С.О., Будников А.С.**  
*ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия*  
[andreev.icmateks@gmail.com](mailto:andreev.icmateks@gmail.com)

Одним из способов получения прутков и заготовок круглого сечения из титановых сплавов является трёхвалковая винтовая прокатка, главным образом при повышенных углах подачи валков. Данным способом обработки давлением удаётся изменить целый ряд свойств. Предложен способ четырёхвалковой винтовой прокатки с приводными парами основных чашевидных и вспомогательных грибовидных валков. В опубликованных исследованиях показаны потенциальные преимущества четырёхвалковой винтовой прокатки по сравнению с трёхвалковой при деформации стальных заготовок.

Целью работы являлась оценка параметров напряжённо-деформированного и кинематического состояний заготовки из сплава Ni-Ti при трёх- и четырёхвалковой винтовой прокатке. Оценку параметров осуществляли по результатам компьютерного моделирования с помощью вычислительной среды конечно-элементного анализа QForm.

Моделировали процесс прокатки заготовки с диаметра 25 мм на диаметр 22 мм. Температуру заготовки перед прокаткой задали 900°C. Для анализа результатов выбрали в поперечном сечении недеформированной заготовки на радиусе 5 точек с шагом 3 мм. Для выбранных точек рассчитали значения нормализованного среднего напряжения и нормализованного угла Лоде. При трёхвалковой и четырёхвалковой прокатке пределы изменения нормализованного среднего напряжения вдоль радиуса заготовки практически одинаковы: от -0,27 до 0,2, что позволяет предположить одинаковое соотношение сжимающих и растягивающих напряжений. При этом пределы изменения нормализованного угла Лоде при четырёхвалковой винтовой прокатке до 5 раз меньше, чем при трёхвалковой. Это позволяет предположить более однородное напряжённое состояние, а, следовательно, меньший риск разрушения при четырёхвалковой схеме по сравнению с трёхвалковой. Построение графических зависимостей в координатах «путь точки в очаге деформации-накопленная деформация» позволяет определить отличия в деформированном состоянии заготовок: прирост накопленной деформации за 1 мм пути точки в очаге деформации при трёхвалковой схеме составил 0,0127-0,0354 мм<sup>-1</sup>, при четырёхвалковой 0,0126-0,0202 мм<sup>-1</sup>. То есть при четырёхвалковой прокатке рост значений накопленной деформации с перемещением точек деформируемого материала в очаге деформации менее интенсивный, что снижает риск разрушения материала заготовки при прокатке. Изменение полной скорости точек материала деформируемой заготовки в очаге деформации при трёх- и четырёхвалковой схеме качественно одинаково: полная скорость центральных слоёв растёт, полная скорость поверхностных слоёв – снижается. При этом значение полной скорости точки на оси заготовки при четырёхвалковой прокатке на 10% выше, чем при трёхвалковой прокатке.

*Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 23-19-00775,  
<https://rscf.ru/project/23-19-00775/>*

## **ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕОМАТЕРИАЛОВ**

**Кочанов А.Н., Бунин И.Ж.**

*Институт проблем комплексного освоения недр  
им. академика Н.В. Мельникова РАН, Москва, Россия*

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

Изучение процессов деформирования и разрушения геоматериалов относится к одной из важнейших научных проблем, целью которой является создание теоретических предпосылок для разработки технологий, направленных на повышение эффективности и селективности разрушения минералов, горных пород и руд, а также на предотвращение катастрофических явлений в процессах горного производства.

В докладе представлены результаты исследований структурных изменений геоматериалов в условиях динамических воздействий различных видов. В работе использованы оптическая, конфокальная сканирующая лазерная и растровая электронная микроскопия, рентгеновская компьютерная микротомография, ультразвуковой контроль, методы испытания на прочность. Динамические воздействия были реализованы в виде взрывания микрозарядов ВВ, нетеплового воздействия наносекундных электромагнитных импульсов и ультразвуковой обработки материалов.

В результате взрывного воздействия при установленных энергетических параметрах в образцах гранита формировалась система микро- и макротрещин, вызывающая изменения прочностных (и упругих) свойств материала с характерной зависимостью их от расстояния до источника воздействия. С помощью оптической и электронной микроскопии определены параметры микротрещин, развитие которых наблюдалось как в отдельных минеральных зернах, так и по их границам, а механизм образования трещин имел характер отрыва. Полученные с помощью конфокальной сканирующей лазерной микроскопии изображения макротрещин позволили охарактеризовать их как 3D объекты, морфология и закономерности распространения которых определялись структурными особенностями геоматериалов. Так, в граните наблюдалось скачкообразное, неравномерное развитие магистральной трещины, что, по всей видимости, обусловлено наличием границ минеральных зерен с различными механическими свойствами. Препятствия для развития трещин в виде поперечных границ зерен в граните определяют сравнительно низкую скорость распространения трещины и возможность множественного трещинообразования.

Электромагнитную импульсную обработку образцов проводили с использованием экспериментального лабораторного стенда при следующих электрофизических параметрах импульсов: длительность импульса  $\tau \sim 50$  нс, частота повторения импульсов 100 Гц, энергия в импульсе  $\sim 0.1$  Дж, диапазон изменения времени обработки ( $t_{\text{обр.}}$ ) образцов от 60 до 300 с. Наиболее характерные структурные изменения в виде микротрещин обнаружены в образцах угля, на поверхности которых по данным электронной микроскопии наблюдались микротрещины с шириной раскрытия до 2,0-2,5 мкм, имеющие, как правило, прямолинейную траекторию распространения. По данным рентгеновской компьютерной микротомографии углей на отдельных проекциях и сечениях образцов в их объеме также встречались отдельные протяженные микротрещины. Импульсные энергетические воздействия вызывали существенное разупрочнение поверхности кварца (твердость по Моосу 7) и монотонное снижение микротвердости ( $HV$ ) минерала с увеличением времени обработки. Максимальное относительное изменение (снижение) микротвердости минерала зафиксировано при  $t_{\text{обр.}}=150$  с и составило  $\sim 30\%$  (с 1430 до 1010 МПа). При проведении экспериментов по ультразвуковому контролю в нормальных условиях в течение длительного периода наблюдений установлен рост скорости продольных волн, что свидетельствует о залечивании очагов микротрещин под действием ультразвуковых колебаний.

**СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ  
БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ Fe–Mn СПЛАВОВ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО  
УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ**

**Рыбальченко О.В.<sup>1</sup>, Анисимова Н.Ю.<sup>1-3</sup>, Мартыненко Н.С.<sup>1</sup>, Рыбальченко Г.В.<sup>4</sup>,  
Лукьянова Е.А.<sup>1</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>3,5</sup>, Щетинин И.В.<sup>3</sup>,  
Рааб А.Г.<sup>6</sup>, Киселевский М.В.<sup>2,3</sup>, Добаткин С.В.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*

<sup>2</sup> *«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия*

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

<sup>4</sup> *Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, Москва, Россия*

<sup>5</sup> *Институт общей физики им. А. М. Прохорова Российской академии наук, Москва, Россия*

<sup>6</sup> *Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*  
[rybalch@mail.ru](mailto:rybalch@mail.ru)

Целью данной работы является разработка сплавов на основе железа с повышенной скоростью биодegradации, пригодных для изготовления биорезорбируемых имплантатов. В работе представлено изучение возможности получения ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов на основе системы Fe–Mn, обладающих не только подходящей прочностью, пластичностью и биосовместимостью, но и повышенной скоростью деградации. Для получения ультрамелкозернистой структуры применяли интенсивную пластическую деформацию методами равноканального углового прессования (РКУП) и кручения под высоким давлением (КВД) при максимально возможных степенях деформации. В данной работе образцы Fe–Mn сплавов с содержанием марганца 27%, 29% и 36%, дополнительно легированных С, Si и Pd, подвергались РКУП при температурах в диапазоне 300 - 450 °С. КВД при комнатной и повышенной температурах использовали для получения предельно измельченной структуры этих сплавов.

Просвечивающая электронная микроскопия выявила формирование в Fe–Mn сплавах аустенитной ультрамелкозернистой структуры с различным содержанием  $\epsilon$  мартенсита в зависимости от легирования и методов и режимов интенсивной пластической деформации. Полученные структурно-фазовые состояния определили высокий уровень прочностных характеристик ( $1400 \leq \sigma_b \leq 1700$  МПа) сплавов при удовлетворительной пластичности ( $4 \leq \delta \leq 10\%$ ). При изучении скорости деградации сплавов методом потенциодинамической поляризации выявлено, что скорость коррозии исследуемых сплавов зависит от структуры и фазового состава сплава. РКУП в диапазоне температур 300 °С - 450 °С повышает восприимчивость сплавов Fe–Mn, Fe–Mn–С и Fe–Mn–Pd к коррозии. Для различных сплавов и обработок получена скорость коррозии в диапазоне 0,4 – 1 мм/год за счет измельчения структуры, увеличения плотности дислокаций и выделения частиц интерметаллидной фазы  $Mn_2Pd_3$  в сплаве Fe–Mn–Pd. Максимальная скорость коррозии  $1,08 \pm 0,2$  мм/год получена при модификации структуры сплава Fe–Mn–Pd методом РКУП. При этом наличие двойников в структуре сплавов повышает его коррозионную стойкость и уменьшает скорость коррозии до значений равных скорости коррозии технически чистого железа. По результатам изучения гемолиза и цитотоксичности сделан вывод о биосовместимости *in vitro* сплавов независимо от используемого режима обработки.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 23-23-00096).*



## **ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И КОРРОЗИОННЫХ ФАКТОРОВ НА ДИСПЕРСИЮ ТВЕРДОСТИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ**

**Гусев А.Д., Маркова Г.В.**

*Тульский Государственный Университет, Тула, Россия*

[Dkines07@gmail.com](mailto:Dkines07@gmail.com)

Деградация структуры трубных сталей происходит под действием множества факторов, основными из них являются коррозия и силовое воздействие. Процессы коррозии развиваются в результате воздействия агрессивных сред – слабокислых или слабощелочных водных растворов (в зависимости от кислотности почвы), в результате контакта с транспортируемыми средами и т.д. Неоднородно-напряженные состояния металла возникают в результате климатических и суточных изменений температур и также в результате переменных давлений в трубопроводе при транспортировке газа или нефти.

Мерой оценки деградации структуры может выступать дисперсия твердости, величина которой зависит от всех действующих факторов.

Целью данной работы стало исследование влияния различного срока эксплуатации и различного времени выдержки в коррозионной среде на дисперсию твердости трубных сталей.

Объектами исследования являлись образцы, вырезанные из трубных сталей 09ГСФ и 17Г1С, в количестве 15 штук. Трубы из стали 17Г1С, имели различный срок эксплуатации: 1, 19, 21, 25 и 28 лет, в течение которого они подвергались как коррозионному, так и силовому воздействию. Образцы из стали 09ГСФ подвергали только обработке в сероводородсодержащей среде, моделирующей условия работы металла трубной стали в контакте с транспортируемым веществом. Время выдержки в сероводородной среде составляло 0, 48, 120 и 240 часов.

Измерение твердости проводили по методу Виккерса (ГОСТ 2999-75) на твердомере НV-1000 (нагрузка 0,3 кг, время выдержки 10 с). На каждом образце было произведено порядка 200 измерений. Показано, что данные значений твердости распределены по нормальному закону. Определены статистические характеристики рассеяния твердости (среднеарифметическое, дисперсия, коэффициент вариации).

Установлено, что средние значения твердости значимо не изменяются ни в процессе эксплуатации, ни при коррозионных испытаниях. Вместе с тем, дисперсия твердости реагирует на условия эксплуатации. В образцах 09ГСФ с увеличением времени выдержки в сероводородсодержащей среде, дисперсия твердости уменьшается. После 48 часов выдержки, дисперсия твердости снижается на 85% по сравнению с исходным состоянием (0 часов). Дисперсия твердости продолжает уменьшаться и при выдержке в 240 часов становится еще на 10 % ниже, чем при 48 часах.

В образцах из стали 17Г1С дисперсия твердости повышается с увеличением срока эксплуатации. Каждый следующий срок эксплуатации повышает дисперсию твердости минимум на 30% по сравнению с предыдущим. Образцы с сроком эксплуатации в 28 лет имели в 6 раз большую дисперсию твердости, чем образцы с сроком эксплуатации в 1 год.

Таким образом, показано, что деформационный фактор, способствующий накоплению повреждений в металле в процессе эксплуатации, гораздо более существенно влияет на дисперсию твердости, чем коррозионный.

## АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ УПОРЯДОЧЕННОГО СПЛАВА

Cu–56ат.%Au

Подгорбунская П.О., Антонова О.В., Новикова О.С., Гаврилова А.А.,

Згибнев Д.А. Волков А.Ю.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

[polina.podgorbunskaya@yandex.ru](mailto:polina.podgorbunskaya@yandex.ru)

Бинарные золото-медные сплавы и многокомпонентные сплавы на их основе нашли различное практическое применение: к примеру, в стоматологии, в ювелирном деле, а также в приборостроении. В качестве примера можно назвать нестехиометрический сплав Cu–56ат.%Au. В атомно-упорядоченном состоянии этот сплав применяется для изготовления слаботочных коррозионностойких электрических контактов. Такие контакты в процессе эксплуатации испытывают различные нагрузки, что может привести к их пластической деформации. Однако, влияние умеренных деформаций на микроструктуру и физико-механические свойства упорядоченных сплавов изучено далеко недостаточно. Цель данного исследования состояла в изучении эволюции микроструктуры и физико-механических свойств на начальных этапах пластической деформации исходно упорядоченного сплава Cu–56Au.

Для исследования были взяты образцы сплава, упорядоченное состояние в которых формировалось путем медленного (со скоростью 12 град/час) охлаждения от 600°C. Измерение микротвердости и рентгеноструктурный анализ проводили на пластинках толщиной 0,3 мм, резистометрию выполняли на тонких проволоках диаметром 0,25 мм, механические испытания проводили на проволочных образцах Ø1,5 мм со скоростью растяжения 3 мм/мин (длина рабочей части составляла 30 мм). Микроструктуру изучали на просвечивающем электронном микроскопе JEM-200CX с ускоряющим напряжением 160 кВ. Для сравнения также проводилось изучение структуры и свойств сплава после деформации в разупорядоченном состоянии.

Исследованием установлено, что в результате длительного медленного охлаждения в образцах сформировалась упорядоченная орторомбическая фаза CuAuII. В соответствии с фазовой диаграммой, эта сверхструктура является высокотемпературной и в исследуемом сплаве существует в температурном интервале 300-375°C. При охлаждении ниже 300°C равновесной в сплаве Cu–56Au является упорядоченная фаза CuAuI. Таким образом, нами выявлена повышенная термическая стабильность фазы CuAuII в сплаве Cu–56Au. Обнаружено, что на начальной стадии пластической деформации сначала происходит разрушение с-доменной структуры, lamellarная структура при этом демонстрирует более высокую устойчивость. После деформации на 10% наблюдаются узкие деформационные полосы с высокой плотностью дислокаций, которые находятся в матрице с высоким атомным порядком. Признаки деформационно-индуцированного формирования разупорядоченной фазы наблюдаются в образцах, деформированных на 30%. Обнаружено, что микротвердость исходно упорядоченного сплава при деформации сильно возрастает и достигает максимума после деформации на 30%. Микротвердость образцов при этом становится выше микротвердости сильно деформированного разупорядоченного сплава. Показано, что деформация на 70% не приводит к полному разрушению атомного порядка: в сплаве формируется ультрамелкозернистая двухфазная структура (порядок+беспорядок). Обнаружено, что на начальных этапах деформации удельное электросопротивление упорядоченного сплава возрастает незначительно. Сделан вывод, что физико-механические свойства умеренно деформированного (на ~20%) исходно упорядоченного сплава Cu–56Au могут представлять практический интерес.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №21-13-00135).*

**ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ НА ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ СПЛАВА ВТ1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ****Никоненко А.В.**

*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,  
г. Томск, Россия  
[aliska-nik@mail.ru](mailto:aliska-nik@mail.ru)*

Проблема внутренних полей напряжений в металлах и сплавах находится в центре внимания исследователей уже много лет. Это объясняется тем, что внутренние поля напряжений играют важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении и особенно в разрушении кристаллических материалов, а именно, в зарождении и раскрытии микротрещин. Кроме того, внутренние напряжения играют значительную роль при фазовых и структурных превращениях. Наиболее информативным методом изучения мезо- и микроскопических полей внутренних напряжений к настоящему моменту является дифракционная электронная микроскопия, которая позволяет регулировать локальность измерения внутренних напряжений в широких пределах. Поскольку в работе использован метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), то в дальнейшем будет рассмотрен только этот метод.

Материалом исследования послужил сплав ВТ1-0 со средним исходным размером зерна  $0.08 \times 0.40$  мкм, что соответствует субмикрокристаллическому состоянию (СМК), имплантированный ионами Al с дозой  $(1, 5 \text{ и } 10) \times 10^{17}$  ион / см<sup>2</sup>.

Установлено, что при одностороннем воздействии на материал, каким является модификация поверхности потоками ионов, возникают градиентные структуры. В этих структурах по мере удаления от поверхности изменяются такие характеристики, как размеры зерен и субзерен, плотность дефектов и их организация (субструктура). Так как параметры структуры, концентрация дефектов и фазовый состав в градиентных структурах по мере удаления от поверхности изменяются, то должны меняться эксплуатационные и технологические характеристики такие, как твердость и прочность, пластичность и коррозионная стойкость, внутренние напряжения и пр.

Проведенные исследования показали, что в СМК-состоянии сплава по мере удаления от поверхности обработанного образца в глубь материала формируется градиентная структура, состоящая из 5 различных слоев: 1 – оксидный слой; 2 – ионно-легированный слой; 3 – слой с измельченной зеренной структурой; 4 – слой остаточного влияния имплантации; 5 – слой с исходной зеренной структурой.

В работе установлено, что доза ионной имплантации не влияет ни на количество слоев, ни на качественный фазовый состав в каждом слое. Лишь размеры слоев, а также количественный фазовый состав в каждом слое претерпевают некоторые изменения. Параметры дефектной структуры в каждом слое градиентной структуры различны.

В слоях 4 и 5, происходит переход от бездислокационных и почти бездислокационных зерен к зернам с дислокационной структурой. Дислокации в слоях 4 и 5 равномерно заполняют зерна, образуя плотную сетчатую субструктуру. Величина средней скалярной плотности дислокаций ( $\rho$ ) по мере удаления от поверхности образца увеличивается, достигая в конце слоя 4 значения, соответствующего исходному состоянию материала.

Сформированная в слоях 4 и 5 дислокационная структура создает в материале внутренние напряжения, независимые от дозы имплантации. В слое 4 внутренние напряжения представлены как моментными  $\sigma_{\delta}$ , так и напряжениями сдвига  $\sigma_{\text{л}}$ , то есть  $(\sigma_{\text{л}} + \sigma_{\delta})$ , причем в первой половине слоя  $(\sigma_{\text{л}} < \sigma_{\delta})$ , во второй –  $(\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\delta})$ . В слое 5 присутствуют только внутренние напряжения сдвига  $\sigma_{\text{л}}$ .

**ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ  
СВОЙСТВА ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ**

**Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Исламгалиев Р.К., Абдрахманова Э. Д.,  
Худододова Г.Д.**

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия,  
[ela.90@mail.ru](mailto:ela.90@mail.ru)*

В последнее время пристальное внимание уделяется цинковым сплавам как биорезорбируемому материалу для имплантатов. Медицинский материал должен сохранять биосовместимость на протяжении всего процесса имплантации и деградации, то есть материал должен быть нетоксичным, не вызывать воспаления и не должен образовывать вредных продуктов деградации. Чистый Zn имеет низкие механические свойства, применение интенсивной пластической деформации не приводят к нужным прочностным свойствам, которые требуются для имплантатов, поэтому для повышения прочностных свойств используют методы легирования. Zn имеет более низкую скорость коррозии, чем Mg, что обеспечивает возможность легирования более широким спектром нетоксичных элементов, которые повышают механические свойства материала.

В данной работе представлены результаты исследований цинковых сплавов системы Zn–Fe–Mg, Zn–Li–Mg и Zn–Ag–Cu с разным соотношением одного из элементов. Для максимального повышения прочностных свойств применялись методы термической обработки, а также методы интенсивной пластической деформации. В полученные образцы была исследована структура методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Проводились сравнительные исследования прочностных свойств методами измерения микротвердости и испытаний на растяжение экспериментальных образцов. А также были исследованы коррозионные свойства гравиметрическим методом.

Легирование привело к повышению микротвердости в системах Zn–Ag–Cu, Zn–Fe–Mg, Zn–Li–Mg до 98 HV, 178 HV и 216 HV, соответственно. Применение интенсивной пластической деформации способствовало измельчению структурных элементов, равномерному распределению частиц по границам материала, повышению прочности материала и повышению пластичности. В сплавах с содержанием Fe образцы разрушались в упругой области до и после деформации. Применение интенсивной пластической деформации в сплавах Zn–Fe–Mg, Zn–Li–Mg привело к увеличению скорости коррозии, в системе Zn–1Ag–1Cu скорость коррозии уменьшилась.

В работе приведены сравнительные структурные исследования цинковых сплавов и рассмотрены механизмы повышения их прочностных свойств.

*Исследования цинковых сплавов Zn–1Fe–1Mg и Zn–2Li–Mg выполнены за счет средств гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение № 1 от 13.12.2022). Исследование цинковых сплавов Zn–XAg–Cu выполнено при финансовой поддержке РФФИ 21-53-46017 СТ а «Исследования по изготовлению и аттестации новых ультрамелкозернистых биodeградируемых уретральных стентов». Работа М. В. Поленок выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания на оказание государственных услуг ФГБОУ ВО «УУНУТ» (соглашение № 075-03-2023-119/1) «Молодежная научно-исследовательская лаборатория НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях». Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНУТ.*

**УПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННОГО ПОРОШКОВОГО  
СПЛАВА Ti–18Zr–15Nb С РАЗНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ**

**Пермякова Д.В., Маркова Г.В.**

*ТулГУ, Тула, Россия*

[darya.per@gmail.com](mailto:darya.per@gmail.com)

Сплав Ti–18Zr–15Nb относится к перспективным материалам для изготовления имплантатов, благодаря таким его преимуществам как биосовместимость всех компонентов, низкий модуль Юнга, оптимальный уровень механических свойств, коррозионная стойкость. Хорошо известно, что пористые материалы лучше интегрируются с костной тканью и обеспечивают работу комплекса «имплантат – кость», как единого целого. Вместе с тем пористость способствует понижению модуля нормальной упругости, модуля сдвига и других упругих констант, сближая значения упругих свойств кости и имплантата.

Целью работы являлось установление влияния пористости на упругое поведение сплава Ti–18Zr–15Nb в широком интервале температур от –150 °С до +600 °С.

Объектом исследования являются образцы из порошкового сплава Ti–18Zr–15Nb, полученного гидридно-кальциевым синтезом. Гидридно-кальциевый порошок подвергали прессованию при 150 и 200 МПа и последующему спеканию в вакуумной печи при температурах 900, 1200, 1300 и 1400 °С в течение 15...180 мин. В результате реализации режимов спекания получали образцы с разной пористостью - от 15 до 54%. Для сравнения был использован образец близкого состава, полученный литьем и подверженный ротационной ковке. Величину пористости определяли методом гидростатического взвешивания.

На полуавтоматической низкочастотной установке внутреннего трения РКМ-ТПИ измеряли температурные зависимости резонансной частоты, квадрат которой пропорционален модулю сдвига. Испытания проводили в герцевом диапазоне частот при амплитуде сдвиговых деформации  $10^{-5}$ ...  $10^{-4}$  на проволочных образцах, квадратного сечения со стороной 1 и 2 мм и длиной рабочей части 45 мм. Образцы для измерений вырезали из спеченных заготовок электроэрозионной резкой.

Полученные экспериментальные значения  $f_p^2$  были пересчитаны в относительные изменения частоты  $\Delta f_p^2 / f_p^2$ , чтобы избежать зависимости величины резонансной частоты от геометрии образцов. Анализ полученных результатов показал, что на зависимостях  $\Delta f_p^2 / f_p^2 (T)$  можно выделить три температурные области, где характер влияния пористости на поведение упругих свойств различен.

В интервале температур от –150 до +30 °С при нагреве наблюдается снижение относительной частоты упругих характеристик в образцах с пористостью 51 и 54%, в то время, как для образцов с малой пористостью значения  $\Delta f_p^2 / f_p^2$  практически идентичны. В этой же температурной области формируется максимум внутреннего трения. При охлаждении упругий и неупругий эффекты сохраняются, однако при повторном цикле нагрев-охлаждение они исчезают.

При температурах 35 – 250 °С пористость не оказывает существенного влияния на относительное изменение модуля сдвига.

В диапазоне температур 250...400 °С при нагреве на кривой  $\Delta f_p^2 / f_p^2 (T)$  литого образца и образцов с пористостью от 15 до 22% обнаруживается аномальное повышение значений относительного модуля сдвига, которое в литературе связывается с выделением  $\omega$ -фазы. При охлаждении этот упругий эффект отсутствует. В высокопористых образцах величина эффекта при нагреве существенно меньше, а при повторном измерении повышение  $\Delta f_p^2 / f_p^2$  не наблюдается вообще.

*Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/>) и Комитета Тульской области по науке и инноватике.*

**ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА  
МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181**

**Полехина Н.А.<sup>1</sup>, Литовченко И.Ю.<sup>1</sup>, Спиридонова К.В.<sup>1</sup>, Линник В.В.<sup>1,2</sup>,  
Чернов В.М.<sup>3</sup>, Леонтьева-Смирнова М.В.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск, Россия

<sup>3</sup>АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия

[nap@ispms.ru](mailto:nap@ispms.ru)

Для высокохромистых сталей ферритно-мартенситного класса, как приоритетных конструкционных материалов активной зоны ядерных реакторов нового поколения, стоят задачи повышения уровня их жаропрочности и снижения склонности к низкотемпературному радиационному охрупчиванию. Для решения этих задач разрабатываются принципы дополнительного легирования таких сталей и режимов их обработок.

В настоящей работе представлены результаты комплексного исследования зерно-субзеренной микроструктуры, карбидной подсистемы, температурной зависимости прочностных и пластических свойств, ударной вязкости, акустических свойств, а также закономерностей пластической деформации и разрушения в широком интервале температур реакторной жаропрочной малоактивируемой 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B) в состоянии после перспективной высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО: нагрев до  $T = 1100$  °С, 1 ч + горячая прокатка в аустенитной области (до  $\varepsilon \approx 50$  %) + закалка в воду + отпуск при 720 °С, 1 ч) в сравнении с традиционной термической обработкой (ТТО: закалка на воздух от 1100 °С, 1 ч + отпуск при  $T = 720$  °С, 3 ч).

ВТМО приводит к значительной модификации структурно-фазового состояния стали ЭК-181, относительно ТТО. Наиболее важные изменения связаны с измельчением всей иерархически организованной структуры реечного мартенсита и увеличением плотности наноразмерных частиц карбонитрида ванадия типа V(C, N), закрепляющих дефектную субструктуру стали. Сформированная в результате ВТМО микроструктура способствует одновременному повышению (на  $\approx 20$  %), по сравнению с ТТО, ее прочностных свойств в интервале температур от -196 до 720 °С и ударной вязкости (снижению температуры вязко-хрупкого перехода от  $T_{хв} \approx -7$  °С после ТТО до  $T_{хв} \approx -15$  °С после ВТМО).

При исследовании температурной зависимости предела текучести стали в области отрицательных температур, температуру вязко-хрупкого перехода можно определить как температуру, при которой значительно изменяется (увеличивается) наклон этой кривой с понижением температуры. Характеристики пластичности при этом заметных изменений не претерпевают.

Обнаружена корреляция между кривыми температурной зависимости ударной вязкости и декремента упругих колебаний стали в области пониженных температур (области проявления эффекта хладноломкости). Кроме того, согласно данным испытаний на амплитудно-независимое внутреннее трение, ВТМО повышает величину модуля Юнга стали и способствует увеличению уровня вязкого торможения дислокаций, по сравнению с ТТО.

Исследования деформированной микроструктуры стали ЭК-181 вблизи изломов ударных образцов показали, что закономерности ее пластической деформации вблизи магистральной трещины определяются температурой испытаний (в интервале от -196 до 100 °С). При этом влияния исходной микроструктуры (ТТО, ВТМО) не обнаружено.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.*

**О ФРАКТАЛЬНОСТИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ  
В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО–МАРГАНЕЦ**

**Волков А.Е., Черняева Е.В.**

*Санкт-Петербургский Государственный Университет,*

*Санкт-Петербург*

[a.volkov@spbu.ru](mailto:a.volkov@spbu.ru)

Сигналы акустической эмиссии (АЭ) формируются под влиянием большого количества факторов: размер области, в которой происходит релаксация напряжения, сопротивление сдвигу, зависящее от плотности дефектов, распределение зерен по размерам и ориентациям, форма внешней поверхности образца. Многие из этих факторов можно рассматривать, как случайные. Систематические искажения регистрируемых сигналов вносит датчик, преобразующий акустические колебания в электрические. Систематические и случайные искажения возникают в волноводе и в усилителе электрических сигналов. Такое разнообразие механизмов, искажающих оригинальный сигнал, делает практически невозможным восстановление его исходного профиля. Одним из широко используемых методов анализа формы сигнала является интегральное преобразование (Фурье, вейвлет-преобразование). Изучение спектров сигналов позволяет проанализировать их разбиение на группы, найти усредненный спектр сигналов по каждой группе. Наиболее простыми и информативными характеристиками спектров являются медианная частота и энергия сигнала. Сравнение этих характеристик сигналов, полученных на "свежих" образцах и образце, прошедшем деформационные, (например, усталостные) испытания позволяет оценить остаточный ресурс образца. При всей продуктивности такой методики, не всегда удается четко (и количественно) зафиксировать изменение медианной частоты и энергии. Поэтому актуальным является поиск других характеристик сигналов, которые могли бы дать альтернативную информацию. Запись сигнала, имеющая сложную изломанную форму может быть рассмотрена, как фрактальная кривая, важнейшей характеристикой которой является фрактальная размерность. В настоящей работе рассчитаны значения фрактальной размерности спектральной плотности энергии. На примере сплава Fe–Mn показано, что эта характеристика может служить характеристикой для классификации сигналов АЭ.

**ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ  
НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА  
ПАМЯТИ ФОРМЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiTiHf**

**Тагильцев А.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,*

*Томск, Россия*

[antontgl@gmail.com](mailto:antontgl@gmail.com)

В настоящей работе проведено исследование циклической стабильности двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ), полученного посредством выдержки в мартенситном состоянии под нагрузкой при 428 К, 12 часов, в состаренных при 773 К, 3 часа поликристаллах сплава Ni<sub>50,3</sub>Ti<sub>32,2</sub>Hf<sub>17,5</sub> (ат. %).

Экспериментально было обнаружено, что исходное старение при 773 К, 3 часа приводит к выделению наноразмерных дисперсных частиц Н-фазы размерами 10-15 нм. Наличие этих частиц было подтверждено характерными рефлексами, соответствующими структуре типа  $1/2\langle 111 \rangle_{B2}$ . Электронномикроскопические исследования показали, что мартенсит имеет сложную структуру, включающую ламели B19'-мартенсита, содержащие высокую плотность внутренних двойников (001)<sub>B19'</sub>. Более того, наблюдалось полное включение частиц Н-фазы в ламели мартенсита, что согласуется с нашими предыдущими исследованиями.

В состаренных при 773 К, 3 часа поликристаллах при охлаждении/нагреве в свободном состоянии наблюдаются термоупругие B2-B19' мартенситные превращения (МП) с высокими характеристическими температурами:  $M_s = 421$  К,  $M_f = 407$  К,  $A_s = 439$  К,  $A_f = 453$  К. Необходимо отметить, что данные температуры близки к полученным в предыдущих работах на других поликристаллах Ni<sub>50,3</sub>Ti<sub>29,7</sub>Hf<sub>20,0</sub> (ат. %) после экстрезии при 1173 К и затем состаренных при 773 К, 3 часа.

Последующая выдержка в мартенситном состоянии под нагрузкой 300 МПа при 428 К в течение 12 часов способствует изменению закономерностей развития термоупругих МП и появлению в материале ДЭПФ с величиной до 1.5%.

Дополнительно были проведены исследования вязкоупругих свойств поликристаллов до и после выдержки в мартенситном состоянии. Обнаружено, что подобная термомеханическая обработка приводит к увеличению модулей упругости мартенситной и аустенитной фаз относительно исходного состаренного состояния на 13 ГПа и 5 ГПа, соответственно. Необходимо отметить тот факт, что величина внутреннего трения в материале возрастает в 3 раза, что свидетельствует о более высокой подвижности межфазных и двойниковых границ.

Дальнейшее проведение циклических испытаний (охлаждение/нагрев в свободном состоянии) до 100 циклов приводит к деградации величины ДЭПФ до 1.2-1.3%. При этом следует учитывать, что подобная деградация происходит только в первые 20 циклов, после чего максимальная величина обратимой деформации практически не изменяется, а сама кривая «деформация-температура» продолжает сдвигаться в область высоких температур. Величина термического гистерезиса при циклировании уменьшается с 35 К до 28 К.

Таким образом получен высокотемпературный (выше 373 К) двусторонний эффект памяти формы со стабильной (практически не наблюдается деградация величины ДЭПФ после 20 цикла) величиной ДЭПФ 1.3%. Дополнительная возможность контроля характеристических температур и достаточно узкий термический гистерезис позволяют использовать материал в различных сферах деятельности: от инженерии и автомобилестроения, до авиакосмической отрасли и микросистемной техники.



**СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ УДАРНО-ВОЛНОВОГО ПОВЕДЕНИЯ  
СПЛАВА 1565 ПРИ ПЛОСКОМ СОУДАРЕНИИ  
И ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПРОНИКАНИИ**

**Коновалов Г.В.**

*ИПМаш РАН, Санкт-Петербург, Россия*

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

Развитие многомасштабной механики деформируемого твердого тела предполагает учет образования промежуточных масштабов между макромасштабом и микромасштабом с последующими переходными неравновесными процессами. На протяжении уже нескольких десятилетий выделяют по крайней мере три масштабных уровня квазистатической деформации: дислокационный, мезомасштабный и макромасштабный.

Важным шагом в получении эффективной картины многомасштабных процессов являются параллельные испытания в двух схемах ударного нагружения. Первая схема – испытание в условиях одноосной деформации, а вторая – высокоскоростное внедрение удлиненного жесткого стержня. В первой конфигурации мишень испытывает только лобовое сопротивление. Во второй ударник встречает два механизма сопротивления внедрению: лобовое сопротивление плоской носовой части ударника и сопротивление трения боковой поверхности ударника.

Полученные зависимости в двух сериях испытаний характеризуют процессы, происходящие в данном материале при первом прохождении ударной волны. В экспериментах выявлены области, в зависимости от скорости удара с различным поведением материала. Влияющие как на поведение пластического фронта и откольную прочность, так и на сопротивление высокоскоростному внедрению удлиненного ударника. Обнаружена корреляция пороговых механизмов структурной неустойчивости при двух схемах нагружения и осцилляционный режим деформирования с триггерным механизмом перехода материала в структурно-неустойчивое состояние и смены масштабного уровня динамического деформирования.

Микроструктурные исследования показывают изменения морфологии структуры алюминиевого сплава 1565 для различных скоростей удара, образующиеся триггерным образом. Выявлены структурные элементы с пространственными размерами, соотносящиеся периоду осцилляций на пластическом фронте ударной волны.

**ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ СПЛАВОВ Zn–1%Mg–0,1%Mn И Zn–1%Mg–0,1%Dy**

Мартыненко Н.С.<sup>1</sup>, Анисимова Н.Ю.<sup>1,3</sup>, Рыбальченко О.В.<sup>1</sup>, Темралиева Д.Р.<sup>1</sup>, Шинкарева М.В.<sup>1,3</sup>, Рыбальченко Г.В.<sup>4</sup>, Лукьянова Е.А.<sup>1</sup>, Горбенко А.Д.<sup>1</sup>, Рааб А.Г.<sup>5</sup>, Киселевский М.В.<sup>2,3</sup>, Добаткин С.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*

<sup>2</sup> *«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия*

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

<sup>4</sup> *Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, Москва, Россия*

<sup>5</sup> *Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

[nataliasmartynenko@gmail.com](mailto:nataliasmartynenko@gmail.com)

Разработка биоразлагаемых имплантатов для остеосинтеза является актуальной проблемой для исследователей. Такие изделия растворяются в теле пациента в процессе заживления травмы и не требуют дополнительной операции для извлечения имплантата, что существенно сокращает постоперационный период. Многообещающими кандидатами для создания биоразлагаемых имплантатов являются цинковые сплавы из-за их хорошей биосовместимости и приемлемой скорости деградации. Однако прочностные характеристики ограничивают их использование в литом или отожженном виде. Поэтому целью данного исследования было изучение влияния равноканального углового прессования (РКУП) на структуру, механические свойства, коррозионную стойкость и биосовместимость *in vitro* сплавов Zn–1%Mg–0,1%Mn и Zn–1%Mg–0,1%Dy. Исследуемые сплавы были выплавлены в индукционной печи без использования защитной атмосферы и защитных флюсов. РКУП проводили по маршруту Вс при температуре 200 °С (угол пересечения каналов 120°). Суммарное количество проходов составляло 8 для обоих сплавов, что соответствовало степени деформации, равной 6,4.

Микроструктура сплавов в исходном состоянии состоит из зерен  $\alpha$ -Zn, окруженных нерастворившейся эвтектической фазой размером ~50 и ~80 мкм для сплавов Zn–1%Mg–0,1%Dy и Zn–1%Mg–0,1%Mn соответственно. РКУП приводит к формированию вытянутых вдоль направления деформации зерен в случае обоих сплавов. Так в сплаве Zn–1%Mg–0,1%Dy формируются зерна длиной ~50 – 100 мкм и шириной ~8 – 10 мкм. В случае сплава Zn–1%Mg–0,1%Mn формируются зерна длиной ~50 мкм и шириной также ~8 – 10 мкм. Измельчение микроструктуры приводит к росту прочности сплавов Zn–1%Mg–0,1%Dy (со  $132 \pm 18$  до  $262 \pm 7$  МПа) и Zn–1%Mg–0,1%Mn (со  $100 \pm 7$  до  $289 \pm 4$  МПа). При этом текстурные изменения приводят к росту пластичности с  $0,8 \pm 0,5\%$  до  $5,7 \pm 0,2\%$  в сплаве Zn–1%Mg–0,1%Dy и с  $1,6 \pm 0,4\%$  до  $3,3 \pm 0,5\%$  в сплаве Zn–1%Mg–0,1%Mn. Исследования показали, что изменения микроструктуры и текстуры после РКУП, приводящие к росту прочности и пластичности, не ухудшают коррозионную стойкость сплавов. Так потенциал коррозии и плотность тока коррозии сплава Zn–1%Mg–0,1%Dy в исходном состоянии составляли  $-1001 \pm 34$  мВ и  $13,7 \pm 3,4$  мкА/см<sup>2</sup> соответственно. После РКУП данные значения составили  $-1033 \pm 12$  мВ и  $10,6 \pm 5,8$  мкА/см<sup>2</sup> соответственно. В сплаве Zn–1%Mg–0,1%Mn значения потенциала коррозии и плотности тока коррозии были равны  $-1001 \pm 43$  и  $-1022 \pm 11$  мВ и  $6,2 \pm 3,1$  и  $5,7 \pm 2,4$  мкА/см<sup>2</sup> для исходного и деформированного состояний соответственно. Следует отметить, что РКУП также не приводит к ухудшению биосовместимости *in vitro* сплавов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 22-13-00024).*

**ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**  
**Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Сибирев А.В.<sup>1</sup>, Поникарова И.В.<sup>1</sup>, Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>,**  
**Иванов А.М.<sup>1</sup>, Ребров Т.В.<sup>1</sup>, Стародубова М.С.<sup>1</sup>, Кальницкая М.В.<sup>1</sup>,**  
**Березовская С.В.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Базлов А.И.<sup>1,3</sup>**

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

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

<sup>3</sup>Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС,

Москва, Россия

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

Высокоэнтропийные сплавы – это новый класс материалов, которые начали активно разрабатывать с 2004 года. Их основная особенность состоит в том, что они содержат более 5 компонент с концентрацией каждого не менее 5 ат.%. Сплавы с таким необычным химическим составом демонстрируют уникальные физические и механические свойства, поэтому интерес к этим материалам с каждым годом возрастает.

Высокоэнтропийные сплавы с эффектом памяти формы были впервые синтезированы проф. Г.С. Фирстовым в 2014 году. Это были сплавы на основе никелида титана, в котором атомы титана были частично замещены атомами гафния и циркония, а атомы никеля – атомами меди и кобальта. Было показано, что такие сложные многокомпонентные сплавы сохраняют способность претерпевать мартенситные превращения и демонстрируют эффект памяти формы. В настоящее время высокоэнтропийные сплавы с памятью формы активно разрабатывают, однако алгоритма поиска оптимальных составов до сих пор не существует, поскольку неочевидно влияние химического состава на структуру и свойства таких сплавов. В связи с этим, целью работы явилось исследование изменения структуры, мартенситных переходов и функциональных свойств в шестикомпонентных сплавах Ti–Hf–Zr–Ni–Cu–Co с различным химическим составом.

Были выплавлены 19 новых сплавов отличающихся, как концентрацией титановой (Ti+Hf+Zr) и никелевой (Ni+Cu+Co) групп, так и концентрациями элементов внутри группы. Полученные результаты показали, что фазовый состав сплавов определяется концентрациями титановой и никелевой групп, в том случае, если концентрации Hf, Zr, Cu и Co являются одинаковыми. Если же внутри группы концентрация одного из элементов существенно превосходит концентрации других элементов, то дополнительно появляются частицы, обогащенные данными атомами. Так, в сплавах с избытком гафния относительно титана и циркония помимо частиц фазы Ti<sub>2</sub>Ni наблюдаются частицы типа Hf<sub>2</sub>Ni. Одновременное увеличение концентрация гафния, циркония, меди и кобальта, при неизменных концентрациях титановой и никелевых групп, понижает температуры мартенситных переходов. Вместе с тем, преобладание одного из элементов внутри группы вызывает такое же влияние на параметры фазовых переходов, как и в тройных сплавах. Например, увлечение концентрации гафния относительно титана и циркония приводит к росту температуры мартенситных переходов, что наблюдается в сплавах на основе Ti–Hf–Ni.

Показано, что изменение химического состава шестикомпонентных сплавов Ti–Hf–Zr–Ni–Cu–Co позволило получить как материалы, демонстрирующие обратимое изменение деформации при криогенных температурах (ниже –100 °С), так и сплавы, в которых эффект памяти формы наблюдается при ультравысоких температурах (выше 500 °С), что ранее было достигнуто только в сплавах, содержащих дорогостоящий палладий.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (№ 22-19-00169)*

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ  
НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ**

**Клевцов Г.В.<sup>1</sup>, Валиев Р.З.<sup>2</sup>, Клевцова Н.А.<sup>1</sup>, Еникеев Н.А.<sup>2</sup>,  
Пигалева И.Н.<sup>1</sup>, Абрамова<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,*

<sup>2</sup>*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия,*

*Klevtsov1948@mail.ru*

Целью настоящей работы является оценка влияния интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) на мартенситные превращения в метастабильной аустенитной стали.

В качестве исследуемого материала была выбрана метастабильная аустенитная сталь 023X18N9 (0,023 % С, 17,95 % Cr, 7,95 % Ni, 1,85 % Mn, 0,35 % Mo, 0,38 % Si, 0,6 % Cu, 0,15 % Co). ИПДК проводили при температуре 20 °С и давлении 6 ГПа. Количество оборотов – 2. В качестве образцов использовали диски диаметром 20 мм и толщиной 0,9 мм.

Тонкую структуру УМЗ стали исследовали в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2100. Микротвердость стали измеряли на скрэтч-тестере Nanovea. Объемное содержание мартенситных фаз в эффективно рассеивающем слое материала определяли рентгеновским методом по интегральной интенсивности дифракционных линий (111)  $K_{\alpha}$   $\gamma$ -фазы, (110)  $K_{\alpha}$   $\alpha$ -фазы и (101)  $K_{\alpha}$   $\varepsilon$ -фазы.

Индентирование поверхности образцов после ИПДК показало сильную неоднородность микротвердости стали по диаметру образцов, которая увеличивается от 350 HV в центральной части образцов до 550-600 HV в периферийной части. С помощью рентгеноструктурного анализа на поверхности образцов выявлено наличие  $\alpha$ - и  $\varepsilon$ -мартенсита. Причем, максимальное количество  $\varepsilon$ -фазы (около 11 %) обнаружено в центральной части образцов, где микротвердость стали минимальна. В периферийной части образцов  $\varepsilon$ -фаза отсутствует. Минимальное количество  $\alpha$ -фазы (около 28 %) обнаружено в центральной части образцов; максимальное количество (около 37 %) – в периферийной части. Количество остаточного  $\gamma$ -аустенита незначительно увеличивается (от 61 до 63 %) по направлению от центральной части образцов к периферийной (рис. 1).

Таким образом, на поверхности образцов из стали 023X18N9 после ИПДК имеет место значительная неоднородность микротвердости стали по диаметру образцов, которая увеличивается от периферийной центральной части образцов к центральной. Результаты рентгеновского фазового анализа показали, что в результате ИПДК сталь 023X18N9 испытывает мартенситные превращения по механизму  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ . Максимальное количество  $\varepsilon$ -фазы обнаружено в центральной части образцов; максимальное количество  $\alpha$ -фазы – в периферийной части.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ (междисциплинарный проект № 20-69-47059 и частично проект № 20-63-47027).*

## СТРУКТУРА И ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ В Ni

Белашапка В.Я.

*Азовский государственный педагогический университет, Бердянск, РФ.*[bel\\_val1955@mail.ru](mailto:bel_val1955@mail.ru)

Дислокации оказывают значительное влияние на прочность и пластические свойства кристаллов. Изучение геометрических характеристик дислокаций, структуры их ядер и их подвижности необходимо для понимания многих физических явлений в кристаллах. В связи с этим, они являются объектом большого числа экспериментальных и теоретических исследований. Однако результаты, полученные различными методами существенно разнятся. Так, для дислокаций в ГЦК металлах плохо согласуются данные о ширине расщепленных дислокаций, энергии дефекта упаковки, напряжении Пайерлса. Данная работа посвящена изучению дислокаций в монокристаллическом Ni методами молекулярной динамики с использованием потенциала погруженного атом (EAM) при  $T = 1\text{K}$ . Применение этого потенциала дали значения постоянной решетки  $a = 3.52 \text{ \AA}$ , энергии связи  $E = 4.45 \text{ eV}$ , и упругих констант  $c_{11}$ ,  $c_{12}$  и  $c_{44}$ , хорошо согласующихся с табличными. Рабочая ячейка имела размеры :  $360 \text{ \AA}$ ,  $160 \text{ \AA}$  и  $100 \text{ \AA}$  вдоль осей  $x([1-10])$ ,  $y([111])$  и  $z([-1-12])$  соответственно и содержала 501453 атомов. Для создания краевой дислокации удалялись две соседние полуплоскости (1-10) перпендикулярные плоскости (111) с последующим восстановлением связей с помощью смещений. После релаксации происходила диссоциация полной дислокации с вектором Бюргерса  $b = \frac{1}{2}a[-110]$  на две частичные дислокации Шокли с векторами  $b_{k1}$  и  $b_{k2}$ , разделенные лентой дефекта упаковки. Винтовая дислокация проходящая через центр грани  $yz$  в направлении оси  $x$  создавалась относительным смещением частей ячейки по разные стороны полуплоскости (-1-12) с последующей релаксацией. Возникшие при этом частичные дислокации Шокли имели вектора Бюргерса  $b_{v1}$ ,  $b_{v2}$  лежащие как и  $b_{k1}$ ,  $b_{k2}$  в плоскости (111). Для анализа структуры дислокаций использовалась визуализация атомов в области ядра в пакете OVITO. Кроме этого, вычислялись следующие характеристики: профили смещения атомов  $u(x)$  и  $u(y)$  в ядрах краевой и винтовой дислокаций; зависимости плотности вектора Бюргерса от координаты  $x$   $\rho(x)$  для обеих типов дислокаций; зависимости потенциальной энергии атомов от расстояния до центра дислокации; распределение центрально симметричного параметра в плоскости скольжения дислокации; значения векторов Бюргерса частичных дислокаций и их проекций на оси  $x$  и  $y$  в плоскости (111); ширина расщепленных дислокаций. Найденные значения векторов Бюргерса для частичных дислокаций и их проекции оказались следующими:  $b_k = b_v \approx 1.44\text{ \AA}$ ,  $b_k^x = b_v^x \approx 1.243\text{ \AA}$ ,  $b_k^y = b_v^y \approx 0.711\text{ \AA}$ .

Ширина расщепленной краевой  $d_k \approx 26.6\text{ \AA}$  и винтовой  $d_v \approx 12.9\text{ \AA}$  дислокаций оказались не кратными половине полного вектора Бюргерса.

Характер расположения атомов в области между частичными дислокациями, значения потенциальной энергии и центрально симметричного параметра свидетельствуют об отсутствии идеального дефекта упаковки с характерной ГПУ структурой. Переход от ГЦК к ГПУ упаковке растянут на всей области между расщепленными дислокациями. Идеальная ГПУ структура наблюдается только в узкой центральной части этой области.

Установлено, что вычисление напряжения Пайерлса не может быть корректно выполнено при наличии в рабочей ячейке одной краевой дислокации. Это связано с нарушением симметрии ячейки и невозможностью создания периодических граничных условий. Данные вычисления проводились при создании в ячейке двух дислокаций противоположного знака с параллельными, но различными плоскостями скольжения.

**ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ  
СЛОЯ С ВКЛЮЧЕНИЕМ В ЗОНЕ КОНТАКТА МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНЫМИ  
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ**

**Козьминская О.В., Кухарева А.С.**

*ПГУПС, Санкт-Петербург, Россия,*

[olgakozm@list.ru](mailto:olgakozm@list.ru)

В настоящее время в практике машиностроения, приборостроения и строительства широко используются составные конструктивные элементы, получаемые путем соединения частей из материалов с различными физико-механическими свойствам. Выход из строя таких изделий в первую очередь определяется нарушением их целостности в зоне контакта разнородных материалов, что требует подробного анализа напряженно-деформированного состояния именно в этой области. Точные аналитические решения выявляют в составных изделиях опасные зоны с особенностями в напряжениях. На их основе был разработан комплекс прикладных программ расчета напряженно-деформированного состояния объектов типа слоя с вырезом или выработкой.

Эффективность работы комплекса программ опробована на примере решения задачи о нагружении составного слоя нормальными силами, распределенными равномерно по площади торца сплошного цилиндрического включения. Грузовая функция  $p(r)$  была задана в следующем виде:

$$p(r) = \begin{cases} p_0, & 0 \leq r \leq a \\ 0, & r > a \end{cases}$$

Здесь  $p_0$  — константа, имеющая размерность напряжения.

Соответственно все численные результаты приведены в долях от  $p_0$ .

В расчетах принято:  $\nu_1 = 0.2$ ,  $\nu_2 = 0.3$ ;  $\mu_2/\mu_1 =$ ;  $l/a = 1$ . Точность выполнения граничных условий — 5%. Результаты расчетов получены в виде графиков.

Для оценки достоверности полученных результатов было проведено исследование напряженно-деформированного состояния этого же объекта методом конечных элементов по программе COSMOS/M. Отмечено очень хорошее совпадение результатов расчета по обеим программам для средней части слоя. Все напряжения на уровнях от  $z/l=0$  до  $z/l=0,75$  практически совпадают.

Однако ситуация существенно меняется при  $z/l \rightarrow 1$  и  $r \rightarrow a$ . Уже на уровне  $z/l=0,9$ , при  $r = a$  разница в результатах расчетов, в первую очередь для касательного напряжения  $\tau_{rz}$ , достигает 50%, а при  $z/l=1$  и  $r = a$  вычислительный процесс для напряжений  $\sigma_r$ ,  $\sigma_\varphi$  и  $\tau_{rz}$  по программе, основанной на точном аналитическом подходе, оказывается расходящимся, что свидетельствует о наличии особенности в этих напряжениях.

Такое различие вполне объяснимо. При использовании метода конечных элементов напряжения вычисляются, во-первых, осредненными по конечному элементу, во-вторых, размер конечного элемента достаточно велик по сравнению с зоной, в которой имеется особенность. Увеличение точности теоретически возможно при сгущении сетки конечных элементов, но при практической реализации затруднительно из-за непропорционального роста затрат машинного времени и требований к техническим возможностям ЭВМ.

Получены результаты расчетов по программе COSMOS/M для различной сетки конечных элементов. Отмечено, что при использовании более мелких элементов зона с большими градиентами напряжений локализуется вблизи угловой точки границы, а пиковые значения напряжений возрастают, что также косвенно свидетельствует о наличии особенности, которая явно выделяется при использовании точного аналитического подхода.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРАВЛЕНИЯ КОЛЕБАНИЯМИ КРУТИЛЬНОГО  
МАЯТНИКА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПОСРЕДСТВОМ  
ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ**

**Стародубова М.С., Беляев Ф.С., Волков А.Е.,  
Евард М.Е.**

*СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия*  
[st063188@student.spbu.ru](mailto:st063188@student.spbu.ru)

Сплавы с памятью формы (СПФ) относятся к классу функциональных материалов. К их преимуществам можно отнести контролируемые температурой механические свойства и высокую демпфирующую способность. Они могут быть использованы для решения таких задач, как контроль вибрации, гашение колебаний и изоляция конструкций при землетрясениях как при пассивном, так и при полуактивном и активном способах контроля вибрации. В случае пассивного контроля требуемые механические свойства обеспечиваются подбором элементов с низкой жесткостью или высокой демпфирующей способностью. В случае полуактивного контроля в конструкцию включаются элементы с переменной жесткостью. В случае активного контроля изменение механических характеристик СПФ связано с его нагревом или охлаждением.

Ранее было проведено экспериментальное и теоретическое исследование колебаний крутильного маятника из СПФ с активным контролем. Моделирование колебаний производилось с использованием микроструктурной модели механического поведения СПФ, дающей возможность рассчитывать приращение деформации по известным приращениям температуры и напряжения, и уравнения движения крутильного маятника, которое играло роль граничных условий для активного элемента из СПФ. Было показано, что колебаниями можно управлять путем подачи на активный элемент тепловых импульсов, однако не было проведено исследование влияния скорости нагрева или охлаждения и условий теплообмена с окружающей средой.

В данной работе рассматривались свободные колебания крутильного маятника при разной скорости изменения температуры, а также с учетом теплообмена с окружающей средой. Была использована разработанная ранее микроструктурная модель. Получены диаграммы колебаний маятника с элементом из СПФ, который изначально находился в аустенитном, мартенситном или двухфазном состоянии. Была исследована зависимость затухания колебаний от разных режимов нагрева-охлаждения маятника во время колебаний. Получено, что наиболее эффективно колебания демпфируются в мартенситном состоянии и при охлаждении рабочего элемента маятника из двухфазного состояния в мартенситное. Показано, что изменением скорости охлаждения можно контролировать не только затухание колебаний, но и конечное положение маятника.

Полученные результаты могут представлять интерес при разработке устройств для активного контроля вибрации на основе сплавов с памятью формы.

*Работа выполнена при поддержке РНФ (проект 23-21-00167).*

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ЗАМЕДЛЕННОМУ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Ливанова Н.О., Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г.Москва, Россия

[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Известно, что причиной повышенной склонности закаленной стали к хрупкому разрушению являются неоднородные структурные микронапряжения, возникающие в результате мартенситного превращения, а также структурные и химические неоднородности. Несмотря на опасность явления, в отличие от низко- и среднеуглеродистых сталей, замедленное хрупкое разрушение в высокоуглеродистых сталях практически не изучено.

В данной работе проведено исследование влияния структурного состояния и уровня остаточных микронапряжений на склонность к замедленному хрупкому разрушению высокоуглеродистой рельсовой стали и причин образования мартенситно-бейнитных неоднородностей в дифференцированно закаленных рельсах. Исследования проведены на базе высокоуглеродистых сталей различного химического состава (колесные стали марок «2» и «Т», рельсовая сталь Э76Ф).

Проведенные исследования показали, что уровень микроискажений кристаллической решетки  $\Delta a/a$  и локальных концентраций микронапряжений практически не изменяется по глубине обода колес с различным содержанием углерода. В колесах с повышенной твердостью обода уровень остаточных микронапряжений зависит в большей степени от типа структуры, а не от содержания углерода. Показано, что уровень остаточных микронапряжений, в том числе наиболее опасных локальных, в ободу колес значительно ниже, чем в закаленной и низкоотпущенной колесной стали, склонной к замедленному хрупкому разрушению.

Рентгеновскими исследованиями установлено, что уровень остаточных микронапряжений в перлитной колесной стали практически не зависит от содержания углерода и значительно ниже остаточных микронапряжений, способных вызвать замедленное хрупкое разрушение. Установлено, что наибольшей склонностью к замедленному хрупкому разрушению обладает высокоуглеродистая сталь со структурой закаленного мартенсита. Высокий отпуск повышает сопротивление разрушению высокоуглеродистой рельсовой стали и устраняет ее склонность к замедленному разрушению. Присутствие в стали участков структурной неоднородности способствует развитию этого явления. Установлена зависимость склонности к ЗХР высокоуглеродистой закаленной стали от уровня остаточных локальных микронапряжений и микроискажений кристаллической решетки  $\Delta a/a$ , подтверждающая их ведущую роль в механизме явления замедленного разрушения закаленной стали.

Исследовали макроструктуру и возможность наследования ликвации в непрерывнолитой заготовке в различных областях профиля рельсового проката, полученного из заготовки. Химическим спектральным анализом установлена ликвация основных элементов (углерода, кремния, марганца и ванадия) по сечению НЛЗ рельсовой стали. Параметры макроструктуры НЛЗ исследованных плавок рельсовой стали коррелируют с выявленной ликвацией основных легирующих элементов.

Металлографическими и рентгеноструктурными исследованиями установлено, что температура самоотпуска металла шейки рельса составляет  $220 \pm 10$  °С, что недостаточно для протекания релаксационных процессов и предотвращения ЗХР.



**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ КОЛЕСНЫХ СТАЛЕЙ ПЕРСПЕКТИВНОГО  
ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ДЛЯ ПАССАЖИРСКИХ ВАГОНОВ**

**Илюхин Д.С., Филиппов Г.А.**

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, РФ,*

[IQS12@yandex.ru](mailto:IQS12@yandex.ru)

При выполнении работы выявлены основные тенденции формирования химического состава и механических свойств колесных сталей для железнодорожных колес с целью повышения их эксплуатационной стойкости. Согласно ГОСТ 10791 в колесных сталях нормируется содержание следующих легирующих элементов: углерод, марганец, кремний, ванадий, сера, фосфор, хром, никель, медь, молибден, титан, ниобий. На основании проведенного анализа технических требований, предъявляемых к железнодорожным колесам, предложено 3 варианта опытных плавок колесных сталей с учетом основных норм ГОСТ 10791.

Плавка 1 отличается более низким содержанием кремния 0,48% и марганца 1,08% по сравнению с плавкой 2 (0,94% Si и 1,17% Mn). Химический состав металла плавки 3 по основным легирующим элементам близок к составу плавки 2, но сталь микролегирована алюминием в количестве 0,021%.

Режим термической обработки опытных плавок был выбран исходя из результатов построения термокинетических диаграмм и кривых прокаливаемости. Данный режим имитировал состояние обода и диска колеса после изотермической закалки при спреерном охлаждении водой под давлением только обода колеса (диск на воздухе).

После выявления микроструктуры было отмечено, что более высокое содержание кремния 0,92-0,94% и микролегирование алюминием является положительным фактором в плане получения дисперсной структуры. Дисперсность перлита соответствует 1-2 баллу по ГОСТ 8233, размер зерна соответствует номеру 8-10 по ГОСТ 5639. Следует отметить, что для металла колес текущего производства после термического упрочнения характерным является 6 номер зерна.

Формирование благоприятной структуры пластинчатого перлита высокой дисперсности с минимальным размером бывшего аустенитного зерна и перлитных колоний обеспечивает повышение стойкости к образованию на поверхности катания дефектов термического и контактно-усталостного происхождения.

Стандартные механические свойства сравнивали с соответствующими значениями, приведенными в ГОСТ 10791-2011 для колес из стали марки «Л». На образцах всех трех плавок, имитирующих состояние обода, получен уровень механических свойств при испытании на растяжение и ударный изгиб, полностью удовлетворяющий требованиям ГОСТ 10791 к стали марки «Л». При этом твердость обода плавки №1 составляет 259 НВ, что ниже требований к марке «Л» (280-320 НВ). Максимальный уровень прочностных свойств при имитации состояния обода получен для металла плавки 3, микролегированной алюминием ( $\sigma_b = 1177$  Н/мм<sup>2</sup>). Можно отметить, что данный уровень прочности достигнут при достаточно высоком уровне ударной вязкости – 56,5 Дж/см<sup>2</sup>. Микролегирование алюминием повышает относительное сужение с 30 до 42%. Данное сочетание уровня стандартных механических свойств дает потенциальную возможность повышения твердости обода.

На образцах всех трех плавок, имитирующих состояние диска, получен уровень механических свойств при испытании на растяжение и ударный изгиб, полностью удовлетворяющий требованиям ГОСТ 10791. При этом следует отметить высокое значение ударной вязкости 104-124 Дж/см<sup>2</sup> при температуре испытаний равной -60°C, на порядок превосходящее требуемый уровень для любой марки стали по ГОСТ 10791.

**СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И БИОДЕГРАДАЦИЯ СПЛАВОВ  
Zn–1%Mg–0,1%Mn И Zn–1%Mg–0,1%Dy ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ**

**Мартыненко Н.С.<sup>1</sup>, Темралиева Д.Р.<sup>1</sup>, Анисимова Н.Ю.<sup>1,3</sup>, Рыбальченко О.В.<sup>1</sup>,  
Шинкарева М.В.<sup>1,3</sup>, Лукьянова Е.А.<sup>1</sup>, Горбенко А.Д.<sup>1</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>,  
Киселевский М.В.<sup>2,3</sup>, Добаткин С.В.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*

<sup>2</sup>*«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия*

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

[diana4-64@mail.ru](mailto:diana4-64@mail.ru)

В данной работе были проведены исследования сплавов Zn–1%Mg–0,1%Dy и Zn–1%Mg–0,1%Mn, перспективных для использования в медицине. Сплавы были обработаны методом ротационной ковки (РК) для улучшения механических характеристик. РК проводили на ротационно-ковочной машине РКМ 2129.02 на прутках диаметром 19 мм и длиной 15 см. Суммарная накопленная деформация, соответствующая натуральному логарифму отношения начальной и конечной площадей поперечного сечения прутков, составляла 2,31 ( $D_k = 6$  мм).

Структура сплавов в отожженном состоянии состоит из зерен  $\alpha$ -Zn, окруженных богатой Mg фазой. Размер зерна  $\alpha$ -Zn составляет ~50 мкм и ~80 мкм для сплавов Zn–1%Mg–0,1%Dy и Zn–1%Mg–0,1%Mn соответственно. РК приводит к измельчению микроструктуры с образованием зерен, вытянутых вдоль направления деформации. Зернограничная фаза после РК также имеет преимущественную ориентацию вдоль направления деформации. После РК в обоих сплавах образуются вытянутые зерна шириной ~10 и ~8 мкм и длиной ~100 и ~130 мкм для сплавов Zn–1%Mg–0,1%Dy и Zn–1%Mg–0,1%Mn соответственно. Исследование скорости деградации сплавов показало, что сплав с Mn является более коррозионностойким, чем сплав с Dy. Скорость деградации сплава Zn–1%Mg–0,1%Dy в 0,9% растворе NaCl составляет  $0,26 \pm 0,06$  мм/год, тогда как сплава Zn–1%Mg–0,1%Mn –  $0,12 \pm 0,1$  мм/год. РК не влияет на скорость деградации сплава Zn–1%Mg–0,1%Mn, которая после деформации составляет  $0,13 \pm 0,08$  мм/год. Однако в случае сплава Zn–1%Mg–0,1%Dy наблюдается повышение коррозионной стойкости после РК с уменьшением скорости деградации до  $0,11 \pm 0,05$  мм/год. Результаты исследования механических свойств показали, что РК повышает как прочность, так и пластичность сплавов. Так РК приводит к росту условного предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) сплава Zn–1%Mg–0,1%Dy со  $124 \pm 18$  до  $175 \pm 21$  МПа, а предела прочности ( $\sigma_B$ ) – со  $132 \pm 18$  до  $223 \pm 16$  МПа. При этом также наблюдался рост пластичности сплава с  $0,8 \pm 0,5\%$  до  $3,8 \pm 2,1\%$ . В сплаве Zn–1%Mg–0,1%Mn наблюдается более существенный рост прочности ( $\sigma_{0,2}$  с  $95 \pm 3$  до  $274 \pm 8$  МПа и  $\sigma_B$  со  $100 \pm 7$  до  $295 \pm 4$  МПа) при росте пластичности с  $1,6 \pm 0,4\%$  до  $4,5 \pm 0,8\%$ . Вероятной причиной роста пластичности после деформации является формирование благоприятной текстуры. Например, ранее было показано, что формирование острой базисной текстуры в сплаве Zn–1%Cu после РКУП приводит к существенному увеличению его пластичности. Исследования биосовместимости *in vitro* не выявили увеличения гемолитической активности и цитотоксичности сплавов после РК. Уровень индуцированного гемолиза сплавов по истечении 4 часов инкубации не превышал 5%. Аналогично, не наблюдалось достоверного снижения жизнеспособности лейкоцитов крови человека. Таким образом, РК позволяет повысить прочность и пластичность исследуемых сплавов без ухудшения их коррозионной стойкости и биосовместимости *in vitro*.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 22-13-00024).*

**ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
КОМПАКТИРОВАННЫХ ПЛЕНОК ИЗ ПОРОШКОВ  
СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА**  
Дроботько В.Ф.<sup>1</sup>, Мясникова Л.П.<sup>2</sup>, Макмак И.М.<sup>1</sup>, Марихин В.А.<sup>2</sup>, Бойко Ю.М.<sup>2</sup>,  
Ткаченко В.М.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк, Россия

<sup>2</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия

[liu2000@mail.ru](mailto:liu2000@mail.ru)

Для производства сверхпрочных сверхвысокомолекулярных нитей сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) был разработан метод т.н. гель-технологии (прядение слабоконцентрированного раствора (2-5%) СВМПЭ в органических растворителях типа декалина или минерального масла с последующей ориентационной вытяжкой гель-закристаллизованного волокна). Он был освоен фирмами DSM (The Netherlands) и Honeywell (USA), которые уже много лет успешно производят суперпрочные (прочность на разрыв > 3 ГПа) волокна СВМПЭ Dyneema и Spectra, соответственно. Поскольку это производство экологически небезопасно и дорого из-за необходимости рекуперации больших объемов растворителя, в последнее время активно разрабатывается безрастворный (сухой) способ получения высокопрочных пленочных нитей СВМПЭ непосредственно из продуктов синтеза, т.н. реакторных порошков (РП), в частности, прокаткой РП, которая позволяет получать тонкие ленты СВМПЭ с плоскостной текстурой.

В настоящей работе изучено влияние температуры и скорости прокатки РП СВМПЭ-5224 ( $M_w = 3.1 \times 10^6$  г/моль, степень кристалличности 74.4%, температура плавления 142°C, насыпная плотность 0.051 г/см<sup>3</sup>) на механические свойства и формирование плоскостной ориентации получаемых лент, характеризующейся параметром  $\Phi$ , который равен отношению площадей рентгеновских рефлексов 200 и 110, записываемых с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3М в геометрии отражения Брэгга-Брентано в  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении ( $\lambda = 0.15418$  нм при ускоряющем потенциале 30 kV и токе трубки 20 mA.) Установлено, что в лентах с параметром  $\Phi \gg 0.4$ , кристаллические плоскости 200 ориентированы строго параллельно поверхности ленты. При прокатке лент с небольшими увеличениями скорости деформации (1.04–1.06) с<sup>-1</sup> в области температур (68–116)°C возрастает как параметр  $\Phi$  (от 1.5 до 3.8), так и коэффициент прокатки (5.2–6.2), что сопровождается увеличением модуля упругости (от 2.1 до 2.7 GPa) и прочности при разрыве (от 115 до 211 МПа). Найдено, что высокие скорости деформации (37.9–43.8 с<sup>-1</sup>) приводят к появлению дефектов и уменьшению прочностных характеристик. Прокатка при более высокой температуре (124°C) и скорости деформации ленты валками 1.05 с<sup>-1</sup> приводит к утолщению ленты после прохождения через валки, по-видимому, за счет высвобождения части упругой накопленной энергии. Поэтому для получения максимального коэффициента вытяжки необходимо каждую ленту прокатывать между валками несколько раз. В дальнейшем прокатанные пленки используются как прекурсоры для ориентационного упрочнения.

Будет выясняться влияние структурных параметров и механических свойств прокатанных лент на возможность достижения высоких ориентационных удлинений и предельно достижимых значений прочности и модуля упругости. В докладе оцениваются методики измерения механических свойств СВМПЭ, а именно модуля упругости, предела текучести, деформации текучести, предела прочности, энергетической вязкости, коэффициента Пуассона, твердости и определяющих переменных. Инженерное поведение напряжение–деформация сравнивается с истинным поведением напряжение–деформация для СВМПЭ с помощью специальной программы Stress-strain analysis, Version 1.0.0, написанной на языке MATLAB.

**АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРИП-СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ С РАЗЛИЧНЫМ СООТНОШЕНИЕМ ФАЗ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ И АУСТЕНИТА**

**Пенкин А.Г., Банных И.О., Минина Н.А., Теплов А.О.**

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*  
[alexgpenkin@gmail.com](mailto:alexgpenkin@gmail.com)

С использованием метода акустической эмиссии (АЭ) проведены исследования особенностей деформации и разрушения при статическом растяжении образцов тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш (0,25 С; 14,5-16,0 Cr; 4,8-5,8 Ni; 2,7-3,2 Мо;  $Mn \leq 1,0$ ;  $Si \leq 0,6$ ; 0,03-0,07 N;  $S \leq 0,01$ ;  $P \leq 0,015$ ; Fe-основа, % мас.) в трёх структурных состояниях, определенных методом рентгеноструктурного анализа поверхностных слоёв: состояние I (закалка) -100% аустенитной фазы; состояние II (холодная прокатка) с равным соотношением аустенитной и мартенситной фаз - 50/50%; состояние III (холодная прокатка) -100% мартенситной фазы.

Испытания на статическое растяжение со скоростью 5 мм/мин при комнатной температуре проводили с использованием плоских образцов с рабочей частью 20x20 мм на 10-тонной машине Instron 3382. Регистрацию параметров АЭ в процессе растяжения осуществляли с применением АЭ диагностической системы СДС1008 обеспечивающей измерение амплитудных, энергетических, спектральных характеристик АЭ сигналов в частотном диапазоне 50-1000 кГц, а также локацию источников АЭ в материале объектов контроля.

В ходе проведенного исследования были получены следующие характеристики механических свойств стали: предел прочности  $\sigma_b=1802$  МПа, условный предел текучести  $\sigma_{0,2}=1362$  МПа, физический предел текучести  $\sigma_T=1650$  МПа, относительное удлинение  $\delta=27\%$ , деформация на стадии микротекучести 0,7%, деформация на площадке текучести  $\epsilon_T = 5\%$ . Показано, что в процессе деформирования образцов стали и в чисто аустенитном, и в чисто мартенситном состояниях на кривых растяжения отсутствует площадка текучести, а механические свойства образцов этих состояний значительно ниже, чем в состоянии с равным соотношением аустенитной и мартенситной фаз.

Наиболее высоким уровнем АЭ обладают образцы с максимальным содержанием аустенита. Высокоэнергетичные импульсы регистрируются на всём протяжении деформирования, а суммарная энергия АЭ перед разрушением составила  $4,97 \cdot 10^{-6}$  Дж, при этом максимальный уровень активности и резкое повышение суммарной энергии импульсов АЭ наблюдается на начальной стадии деформационного упрочнения.

Образцы с равным соотношением аустенита и мартенсита отличаются наличием двух четко выраженных максимумов активности АЭ на стадии микротекучести, при этом фиксируется существенное количество импульсов АЭ высокой амплитуды и энергии, и умеренная активность на стадии деформационного упрочнения. Суммарная энергия АЭ образцов с равным соотношением фаз аустенита и мартенсита перед разрушением составила  $2,33 \cdot 10^{-6}$  Дж.

Образцы с преобладанием мартенсита характеризуются регулярной низкоэнергетичной АЭ, при этом повышенный уровень активности на стадии микропластичности плавно снижается в процессе деформационного упрочнения вплоть до момента начала разрушения ( $\epsilon = 32\%$ ), при этом суммарная энергия АЭ достигает лишь значения  $0,52 \cdot 10^{-6}$  Дж. Таким образом, можно заключить, что основным механизмом формирования высокоэнергетичной акустической эмиссии при деформации образцов трип-стали ВНС9-Ш являются процессы релаксации внутренних напряжений при образовании мартенсита деформации, т.е. фазового превращения «аустенит-мартенсит деформации».

**ФЕНОМЕН САМОСЦЕПЛЕНИЯ ВИТРИФИЦИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ:  
СТАТИСТИКА ЭВОЛЮЦИИ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ****Бойко Ю.М.***Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия*[yuri.boiko@mail.ioffe.ru](mailto:yuri.boiko@mail.ioffe.ru)

Стеклование является одной из важнейших проблем физики и механики полимеров, представляющей фундаментальный и практический интерес. Ключевая характеристика этого явления – температура стеклования ( $T_c$ ). Действительно, нахождение полимера выше или ниже  $T_c$  принципиальным образом сказывается как на его деформационном отклике на механическое воздействие, так и на способности к адгезии. Так, для области температур  $T > T_c$  наиболее характерным является высокоэластическое или пластическое разрушение, а для области  $T < T_c$  – квазихрупкое. Причём сцепление двух полимерных поверхностей при контакте при  $T < T_c$  представляется крайне маловероятным, так как его движущей силой является взаимная диффузия сегментов цепей через интерфейс, которая является в этих условиях замороженной. Несмотря на это, адгезия между полимерами наблюдалась и при  $T < T_c$ , даже при такой низкой  $T$ , как  $T = T_c - 100$  К. Этот феномен был объяснён понижением температуры стеклования в приповерхностном слое ( $T_c^{\text{пов}}$ ) по отношению к  $T_c$  объёма образца полимера ( $T_c^{\text{об}}$ ) и сохранением этого физического эффекта на ранних стадиях самозалечивания интерфейсов. Другими словами, формирование адгезионного соединения (АС) между двумя образцами с витрифицированным объёмом и девитрифицированным приповерхностным слоем происходило в интервале  $T_c^{\text{пов}} < T < T_c^{\text{об}}$ , когда сегментальная интердиффузия активирована.

С целью выяснения статистических закономерностей этого интересного феномена, были сформированы несколько серий механически устойчивых АС полимер–полимер в условиях низкогобарического контактирования (давление  $< 1$  МПа) двух образцов идентичных или различных полимеров, включая смеси совместимых полимеров, при  $T_c^{\text{пов}} < T < T_c^{\text{об}}$  и, для сравнения, при  $T > T_c^{\text{об}}$ . В каждом из этих случаев возможна взаимная диффузия сегментов цепей через зону контакта, приводящая к установлению новых физических межмолекулярных связей: связей Ван-дер-Ваальса и узлов топологических зацеплений с перехлёстом цепей. АС полимер–полимер, сформированные при использовании полимеров с различными архитектурой цепи [полистирол, поли(2,6-диметил-1,4-фениленоксид), полиметилметакрилат, полиэтилентерефталат] и фазовым состоянием (аморфное или частично-кристаллическое), разрушались в условиях сдвигового деформирования с определением их прочности ( $S$ ) при испытании не менее 10 идентичных АС. Впервые проведён детальный анализ распределений  $S$  для серии интерфейсов с привлечением широкого круга общепринятых статистических подходов, включая графические методы (графики Вейбулла, нормальной вероятности, квантиль–квантиль и гистограммы Гаусса) и тесты нормальности (тесты Колмогорова-Смирнова, Шапиро-Уилка, Лиллиефорса, Андерсона-Дарлинга, К-квадрата Д'Агостино и Чена-Шапиро). Применённый комплекс статистических подходов позволил детализировать механизмы ранних стадий самозалечивания полимерных интерфейсов и их разрушения. Обсуждается применимость теоретических моделей для корректного описания экспериментальных распределений  $S$  в зависимости от гибкости цепи, её длины и термодинамики межмолекулярного взаимодействия на интерфейсе (симметричные или асимметричные, совместимые или несовместимые интерфейсы).

**РАСЧЕТ ДИСТОРСИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ  
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С  
ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДЕЛЕЙ ЖЕСТКИХ И МЯГКИХ ШАРОВ**

**Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Поникарова И.В.<sup>1</sup>**

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

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

*Москва, Россия*

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

В 2004 году была предложена принципиально новая концепция получения многокомпонентных сплавов, в которых количество компонент было не меньше 5 и концентрации всех элементов были равны. Одной из особенностей таких материалов является высокая дисторсия кристаллической решетки. Существует разные модели расчета дисторсии, однако наиболее часто используемыми являются модели жестких и мягких шаров. Целью данной работы является расчет дисторсии с помощью этих моделей в многокомпонентных сплавах на основе TiNi с памятью формы и адаптация моделей для адекватной оценки дисторсии кристаллической решетки в сплавах Ti–Hf–Zr–Ni–Cu–Co с различной энтропией смешения.

Для оценки дисторсии в модели мягких шаров необходимо экспериментально определить параметр кристаллической ячейки с тем, чтобы рассчитать равновесный коэффициент атомной упаковки. Для этого были выплавлены сплавы  $Ti_{49-2x}Hf_xZr_xNi_{51-2x}Cu_xCo_x$ , где  $X = 0, 1, 5, 10$  или  $17$  ат.%, в которых энтропия смешения менялась от  $0,69R$  до  $1,79R$  и исследована их структура методом рентгеноструктурного анализа. Определили влияние параметра  $X$  на параметр ячейки B2 фазы. Помимо параметра решетки B2 фазы была определена полуширина пика (110), и проанализирована зависимость этого параметра от величины  $X$  (концентрации гафния, циркония, меди и кобальта). Установлено, что переход от бинарного сплава  $Ti_{49}Ni_{51}$  к шестикомпонентному сплаву  $Ti_{47}Hf_1Zr_1Ni_{49}Cu_1Co_1$  вызывает увеличение полуширины пика, однако в сплаве  $Ti_{15}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{17}Cu_{17}Co_{17}$  эта величина понижается до значения, определенного в бинарном сплаве  $Ti_{49}Ni_{51}$ .

В работе проведен расчет дисторсии для двухкомпонентного закаленного сплава  $Ti_{49}Ni_{51}$  и шестикомпонентных сплавов Ti–Hf–Zr–Ni–Cu–Co. Показано, что обе модели не применимы для расчета дисторсии кристаллической решетки, поскольку они предсказывают высокую величину дисторсии даже для двухкомпонентного сплава  $Ti_{49}Ni_{51}$ . Для всех сплавов полученные значения дисторсии настолько высоки, что сплавы должны были бы образовывать только аморфную структуру. Однако это не согласуется с экспериментальными исследованиями, которые показывают, что все изученные сплавы кристаллизуются из расплава с образованием B2 фазы. Предложена модификация рассмотренных моделей с учетом того, что сплав TiNi является химическим соединением (интерметаллидом), образование которого сопряжено с изменением пространственного распределения электронной плотности вокруг ядер взаимодействующих атомов и, как следствие, изменением атомных размеров. Проведен расчет дисторсии с учетом сделанных предположений и показано, что данный подход позволяет оценить дисторсию, значения которой согласуются с установленными ранее критериями стабильности кристаллической структуры для сплавов с содержанием добавочных компонентов, не превышающих 5 ат. %.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (№ 22-19-00169)*

**О ЖАРОПРОЧНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТАХ ИЗ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА С ЖАРОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ ХРОМА С АЛМАЗАМИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМИ ФАЗАМИ SiC, (Mo,W)C, (Mo,W)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>C (Mo,W)<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>**

**Коржов В. П., Кийко В. М., Строганова Т. С.**

*Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, РФ*

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

Разработки жаропрочных материалов с жаростойкими покрытиями ведутся, чтобы повысить рабочие температуры, в частности турбинных лопаток в современных двигателях. Наиболее обещающими для изготовления лопаток являются композитные многослойные материалы с тонкими, несколько десятков микрон, металлическими слоями из ниобия, его сплавов с титаном до 30% и молибдена, чередующимися с ещё более тонкими, ~10 мкм, слоями интерметаллидов с алюминием Me<sub>3</sub>Al (Me–Nb, Mo и Nb с Ti).

Композиты получали диффузионной сваркой многослойных пакетов из Al- и Me-фольг толщиной 9 мкм, под давлением ~10 МПа при 1500°C в течение 2–3 ч. В процессе сварки из Al-фольг формировались слои интерметаллидов Me<sub>3</sub>Al, упрочнявших композит.

Механические характеристики получаемых композитов находились на уровне 300–400 МПа, для композитов на основе ниобия и его сплава с титаном, и 350–450 МПа, для композитов с молибденом, при температурах 1200–1300°C. Измерения трещиностойкости, как известно, при комнатной температуре, и сопротивления ползучести в 1 % деформации за 100 ч при 1150°C для этих композитов показали удовлетворительные результаты, соответственно, 15–17 МПа·м<sup>1/2</sup> и 90 МПа.

Для обеспечения жаростойкости композитов использовали электрохимический метод нанесения Cr-покрытия с алмазными нано-частицами сразу на все поверхности композитов. Катодом был сам композит, анодом – специальный Pb-сплав. Покрытия наносили на композитные стержни сечением 5×5 мм<sup>2</sup>, вырезанные из пластин толщиной 5 мм. Заметим, что микроструктуры двух противоположных поверхностей были многослойными, а две другие были поверхностями металлических фольг, из которых составлялся композит.

Готовили два электролита. Первый был стандартным для хрома с соотношением хромового ангидрида и серной кислоты 100:1. Его химический состав: CrO<sub>3</sub> – 250 г/л и H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> – 2,5 г/л. Электрохимические параметры процесса нанесения: плотность тока – от 45 до 55 А/дм<sup>2</sup>, время – от 45 до 55 мин, температура – в интервале 50–55°C.

Второй электролит содержал нано алмазные частицы после детонационного синтеза. Электролит готовили в виде водной суспензии с концентрацией нано-размерных частиц ~10 %. После активации в ультразвуковой ванне суспензию переливали в стандартный электролит для хромирования. Стержни травили в смеси кислот со специальной добавкой.

Испытания многослойных Nb- и Mo-композитов стержневой формы квадратного сечения с покрытиями, на жаростойкость в воздушной атмосфере печи при 800 и 1000°C показали удовлетворительные результаты на протяжении более 100 часов. Но, при 1100°C оба композита начинали заметно деградировать после выдержек уже в течение 2–3 часов.

Задача о жаростойких покрытиях, осталась нерешённой, но продолжение видится в разработке покрытий из карбида кремния SiC (1), сверхвысоко-температурного карбида (Mo,W)C (2) и высокотемпературных фаз Новотного с вольфрамом и молибденом (Mo,W)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>C и (Mo,W)<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> (3).

Значение методик заключается в избегании использовать Si-порошок, так как каждая «порошинка» покрыта тончайшей плёнкой своего окисла, «запрещающей» химические взаимодействия. Это есть причина «неполучения» SiC смешением C, пусть, в виде сажи и Si в процессе последующего их спекания, скажем, при 1500°C и даже выше под давлением.

**МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ С ВНУТРЕННИМИ ТРЕЩИНАМИ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

**Атрошенко С.А.<sup>1,2</sup>, Смирнов В.И.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*ИПМаш РАН, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>2</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>3</sup>*Петербургский Государственный Университет путей сообщения*

*Императора Александра I, Санкт-Петербург, Россия*

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

При планировании работы дефектоскопных средств важно знать, как быстро развивается поперечная трещина под нагрузкой и при разной площади поверхности трещины. Для установления причины излома рельса были вырезаны рельсовые пробы длиной 1.1-1.2 м с трещиной посередине, которые испытывались на поперечный изгиб с нагружением на подошву рельса до разделения образца на части. После этого был вырезан шлиф толщиной примерно 1.5 см для металлографического исследования поверхности трещины. Срок службы изъятых из эксплуатации рельсов 18-19 лет. За этот срок рельсы подверглись ориентировочно  $(5 - 50) \cdot 10^6$  циклам нагружения, т.е. проходам колеса.

В качестве материала исследования использовали образцы рельсовой стали Р65, свойства и элементный состав которой регламентируются ГОСТ Р 51685 – 2013. Доля вязкой составляющей в изломе стали определялась по ASTM E 436-03. Исследование поверхности разрушения проводилось на микроскопе Axio Observer Z1-M в темном поле при увеличении 100, а микроструктура поперечного сечения анализировалась в светлом поле на том же микроскопе. Микротвердость замерялась на приборе SHIMADZU марки HNV-G.

Далее, для примера, приведены результаты микроструктурного анализа поверхности излома образца рельса, работавшего в стрелочном переводе. На поверхности разрушения выделяются три зоны.

Наиболее хрупкое разрушение наблюдается в первой зоне – это последний этап разрушения рельса, начинается оно в третьей зоне, распространяется во вторую и заканчивается в первой, где кроме приложенных нагрузок наблюдается и воздействие температуры. Наибольшая твердость оказалась в средней самой протяженной зоне разрушения, а самая низкая – в заключительной, где уже произошло разделение образца на части.

Таким образом, на поверхности разрушения выявлено три области, различающиеся по хрупкости (% волокна в изломе) – самое хрупкое разрушение наблюдается на последнем этапе разрушения рельса, где кроме воздействия нагрузок происходит и нагрев металла.

Наиболее высокая прочность (микротвердость) наблюдается в средней самой протяженной области разрушения, что мало коррелирует с законом Холла – Петча, согласно которому наибольшая прочность должна быть в начальной стадии разрушения, где размер зерна минимальный.

На конечном этапе разрушения характер деформации имеет черты волнового течения с сеткой микротрещин с поверхности разрушения. С развитием разрушения размер зерна перлита увеличивается, как и размер ламелей перлита и цементита, а в некоторых местах в результате значительного нагрева и интенсивных пластических деформаций происходит разрушение зерен перлита, цементит растворяется, и образуется аустенит, а в некоторых местах пластинчатый перлит переходит в глобулярный. На данном этапе разрушения выявлены области динамической рекристаллизации аналогичные наблюдаемым при ударном нагружении.



**ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЛИСТОВ МЕДИ НА КАЧЕСТВО СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ****Мухаметгалина А.А.<sup>1</sup>, Шаяхметова Э.Р.<sup>1</sup>, Мурзинова М.А.<sup>1</sup>, Саркеева А.А.<sup>1</sup>,  
Задорожный В.С.<sup>2</sup>, Назаров А.А.<sup>1</sup>**<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*<sup>2</sup>*ООО «Ульттра-резонанс», Екатеринбург*[aigul.mukhametgalina@mail.ru](mailto:aigul.mukhametgalina@mail.ru)

Ультразвуковая сварка (УЗС) – метод соединения металлов, который осуществляется путем приложения высокочастотных сдвиговых колебаний к соединяемым листам при одновременном воздействии сжимающего усилия. Состояние поверхностей соединяемых заготовок влияет на условия трения, разогрев в области контакта, а, следовательно, и на качество соединений. Цель данной работы - оценить влияние шероховатости поверхности и присутствия естественной оксидной пленки на качество соединений листов меди, полученных УЗС.

Для выполнения экспериментов использовали листы технической чистой меди марки М1 (ГОСТ 1173-2006) толщиной 0,8 мм с шероховатостью поверхности  $Ra = 0,2$  мкм. Из листов вырезали пластины размерами 50 мм×20 мм×0,8 мм, поверхность которых обрабатывали тремя способами. Для оценки влияния естественной оксидной пленки на качество сварных соединений использовали пластины исходного листа с естественным оксидным слоем на поверхности (серия 1) и пластины, отшлифованные абразивной бумагой Р1200 (серия 2). Такая шлифовка обеспечила удаление естественного оксидного слоя и получение поверхности с тем же параметром шероховатости  $Ra = 0,2$  мкм, как и у исходного листа. Для оценки влияния шероховатости поверхности на качество соединений использовали пластины серии 2 и пластины с шероховатостью поверхности  $Ra = 0,4$  мкм (серия 3), полученной шлифовкой на абразивной бумаге Р240. Перед сваркой все заготовки, исходные и шлифованные, промывали спиртом и ацетоном. Ультразвуковую сварку проводили на экспериментальной установке с частотой колебаний 20 кГц и амплитудой 17–20 мкм. Величина усилия сжатия составляла 2,5 кН, а длительность сварки – 2 с. Усилия разрушения и прочность соединений определяли по результатам механических испытаний образцов на срез при растяжении в соответствии с рекомендациями BS EN 1465:2009. Долю площади, занятую очагами схватывания в центральных областях поверхностей разрушения образцов, оценивали точечным методом Глаголева.

Результаты испытаний показали, что уменьшение параметра  $Ra$  от 0,4 до 0,2 мкм привело к росту прочности соединений листов меди на 20%, от  $44 \pm 1$  до  $56 \pm 1,5$  МПа. При этом работа разрушения сварных соединений увеличивалась в 5 раз, от  $0,6 \pm 0,1$  до  $3 \pm 0,3$  Дж. Присутствие на поверхности заготовок с гладкой поверхностью оксидного слоя снижало прочность соединений на 10%, до  $50 \pm 1,5$  МПа, а работу разрушения – в два раза, до  $1,5 \pm 0,2$  Дж. Независимо от состояния поверхности свариваемых листов, все полученные образцы разрушались по поверхности соединения. На поверхностях разрушения наблюдались очаги схватывания с развитым ячеистым рельефом, между которыми присутствовали участки со следами предварительной шлифовки (серии 2 и 3) или прокатки (серия 1). Наибольшую долю площади – до 79% – очаги схватывания занимали на поверхностях разрушения образцов серии 3 с грубой поверхностью ( $Ra = 0,4$  мкм). Площадь очагов схватывания слабо зависела от присутствия оксидного слоя, и для образцов серии 1 и 2 ( $Ra = 0,2$  мкм) ее доля составляла около 55 и 58%. Следовательно, состояние поверхности заготовок оказывает существенное влияние как на площадь очагов схватывания, образующихся в процессе УЗС, так и их способность сопротивляться разрушению, которая вносит основной вклад в прочность соединений.

*Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 22-19-00617. Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".*

**МИКРОМЕХАНИКА УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОГРАФЕНОВЫХ  
НАНОКОМПОЗИТОВ**

**Микаелян К. Н.<sup>1</sup>, Гуткин М. Ю.<sup>1-3</sup>, Шейнерман А. Г.<sup>1,3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия,*

<sup>2</sup>*Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>3</sup>*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
Санкт-Петербург, Россия*

[kristy\\_mik@mail.ru](mailto:kristy_mik@mail.ru)

Недавние экспериментальные исследования показали, что введение графеновых пластин или нанолент в металлическую матрицу может увеличить предел текучести и напряжение течения материала при сохранении хорошей пластичности. Наблюдаемое увеличение предела текучести за счет графеновых пластин объясняется перераспределением нагрузки на графеновые пластины, напряжениями термического несоответствия между металлической матрицей и графеном, возникающими в процессе охлаждения образца при его изготовлении, и препятствием включений графена расширению дислокационных петель, причем последний механизм упрочнения считается основным. Важная роль графеновых включений как препятствий для расширения дислокационных петель подтверждается наблюдениями дислокаций вблизи графеновых пластинок в металлических слоях металлографеновых многослойных композитов и в обычных металлографеновых нанокompозитах с ультрамелкозернистой металлической матрицей.

Недавно была предложена теоретическая модель передачи пластической деформации через слои графена в ситуации, когда однослойные или многослойные листы графена пересекают весь композит. Было показано, что такая передача пластической деформации через включения графена может происходить за счет образования и расширения дислокационных петель в полях напряжений дислокационных скоплений в соседних металлических слоях. В настоящей работе разработана теоретическая модель, описывающая перенос дислокационного скольжения через границы зерен в металлографеновом нанокompозите в общем случае, когда включения графена распределены вдоль границ зерен случайным образом. Предполагалось, что пластическая деформация происходит за счет образования петель полных или частичных дислокаций. Эти петли зарождаются на границах зерен в металлической матрице и расширяются внутри зерен. Образовавшиеся в результате дислокационные петли способствуют зарождению и расширению вторичных дислокационных петель в соседних зернах, тем самым реализуя передачу дислокаций через границы зерен. В рамках модели были рассчитаны критические напряжения  $\tau_{c1}$  – для образования вторичной полной совершенной или частичной дислокационной петли, и  $\tau_{c2}$  – для обхода включения графена этой вторичной петлей. Показано, что критическое напряжение  $\tau_{c2}$  может в среднем возрастать с увеличением концентрации графена. Это означает, что добавление графена может повысить критическое напряжение для расширения петель вторичных дислокаций и, таким образом, увеличить предел текучести металлов.

## ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ

СПЛАВОВ  $Ti_{49-2x}Hf_xZr_xNi_{51-2x}Cu_xCo_x$ Иванов А.М.<sup>1</sup>, Ребров Т.В.<sup>1</sup>, Стародубова М.С.<sup>1</sup>, Кальницкая М.В.<sup>1</sup>,  
Березовская С.В.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup><sup>1</sup>Санкт-Петербургский Государственный Университет, Россия,  
Санкт-Петербург<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия,  
Москва[a.ivanov@spbu.ru](mailto:a.ivanov@spbu.ru)

Долгое время считается, что плохая стабильность функциональных свойств при термоциклировании сплавов с памятью формы связана с малой величиной дислокационного предела текучести. Известно, что легирование сплавов с памятью формы приводит к увеличению предела текучести. Таким образом можно предположить, что многокомпонентные сплавы с памятью формы на основе TiNi могут проявлять более стабильные функциональные свойства по сравнению с бинарным сплавом TiNi. Связи с этим, целью данной работы явилось исследование термоциклической стабильности многокомпонентных сплавов  $Ti_{49-2x}Hf_xZr_xNi_{51-2x}Cu_xCo_x$  по мере увеличения степени легирования  $x$  от 0 до 17 ат. %.

Слитки сплавов  $Ti_{49-2x}Hf_xZr_xNi_{51-2x}Co_xCu_x$  ( $X = 1, 5, 10, 17$ ) были получены методом электролучевой плавки, с как минимум 5 переплавками для получения гомогенной структуры.  $X = 0$  соответствовало сплаву  $Ti_{49}Ni_{51}$ , который был закален от 850 °C в воде. Полученные образцы охлаждали и нагревали в интервале температур от 50 °C до -110 °C со скоростью 10 °C/мин. Первые 10 термоциклов проводили в дифференциальной сканирующем калориметре (ДСК), далее образцы термоциклировали погружая в кипяток (100 °C) и в ванну с жидким азотом (-196 °C). При этом, 20, 30, 40, 50, 75 и 100 термические циклы проводили в ДСК. Дополнительно исследовали в 1, 10, 20, 30, 40, 50, 75 и 100 термические циклы изучали изменение электросопротивления при охлаждении и нагревании

В бинарном сплаве температуры мартенситных превращений уменьшаются на 10 °C за первые 40 циклов. С 40 по 100 циклы температуры превращений уменьшаются еще на 5 °C, при этом стабилизации температур не наблюдается. В многокомпонентных сплавах мартенситные превращения были обнаружены только в сплаве  $Ti_{47}Hf_1Zr_1Ni_{49}Cu_1Co_1$ . При термоциклировании температуры превращений уменьшаются на 15 °C за первые 10 циклов. С 10 по 50 циклы температуры превращений уменьшаются на 10 °C. В последующих циклах температуры не меняются. Это означает, что для достижения стабильных свойств сплава  $Ti_{47}Hf_1Zr_1Ni_{49}Cu_1Co_1$  достаточно протермоциклировать материал 50 раз, в то время как за 100 теплосмен бинарного сплава  $Ti_{49}Ni_{51}$  температуры превращений продолжают уменьшаться.

В сплавах с  $X = 5, 10$  и 17 ат. % при охлаждении до -110 °C пики поглощения и выделения тепла не наблюдали, однако переходы могли бы иметь место при более низких температурах, поэтому образцы термоциклировали также, как и сплав с  $X = 0$  и 1 ат. % и измеряли изменение электросопротивления. Исследование изменения электросопротивления показало, что при термоциклировании сплава с  $X = 5$  ат. %, сопротивление растет в первых 10 циклах, а далее не меняется. В сплавах с  $X = 10$  и 17 ат. % изменение электросопротивления при охлаждении и нагревании не меняется с циклами.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00169).*

## КОМБИНИРОВАННЫЙ ПОДХОД К ПОВЫШЕНИЮ ЭРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ АВИАДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ

Валиев Р.Р.<sup>1,2</sup>, Савина Я.Н.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики перспективных материалов, Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

<sup>2</sup>Лаборатория «Дизайна новых материалов», Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

[rovaliev@gmail.com](mailto:rovaliev@gmail.com)

Актуальной проблемой в современном авиадвигателестроении является повышение ресурса и эксплуатационной надежности деталей газотурбинного двигателя (ГТД). Однако существует проблема эрозионного износа поверхности деталей в процессе работы, при котором могут изменяться геометрические формы деталей и ухудшаться прочностные характеристики, что приводит к снижению эксплуатационных свойств, определяющих надежность и долговечность изделий и газотурбинного двигателя (ГТД) в целом.

Традиционно для улучшения надежности и ресурса ответственных деталей повышают физико-механические характеристики основного материала деталей, а также защищают поверхность эрозионностойкими покрытиями.

В последнее десятилетие наиболее эффективным способом повышения физико-механических свойств является создание в объеме материала ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД).

Однако в настоящее время активно развивается комбинированный подход к повышению эксплуатационной надежности материалов, подвергающихся эрозионному износу и высоким динамическим нагрузкам. Данный подход сочетает в себе повышение удельной прочности за счет измельчения зеренной структуры в объеме металла, используя равноканальное угловое прессование (РКУП), и защиту поверхности, путем осаждения ионно-плазменных эрозионностойких покрытий.

В данной работе представлены результаты эрозионных испытаний, проведенных при различных углах атаки, ионно-плазменного покрытия, осажденного на подложки титановых сплавов ВТ6 и ВТ8М-1 с крупнозернистой (КЗ) и ультрамелкозернистой структурой. Также проведены исследования поверхности образцов после эрозионных испытаний.

Испытания на эрозионный износ проводились в соответствии с ГОСТ 23.201-78 при углах атаки  $65^\circ$  и  $15^\circ$ . В качестве абразива был использован электрокорунд F-280 с размером частиц  $d = 40 - 50$  мкм. Было проведено 11 циклов испытаний, время одного цикла 65 с, частота вращения диска  $n = 8600$  об/мин.

По результатам эрозионных испытаний, нанесение ионно-плазменного защитного покрытия TiVN на поверхность титановых сплавов ВТ6 и ВТ8М-1 в КЗ и УМЗ состояниях значительно снижает унос массы, при этом повышается эрозионная стойкость сплава с УМЗ структурой и покрытием по сравнению с КЗ сплавом без покрытия в 1,5-2 раза. Повышение эрозионной стойкости покрытия обусловлено повышенной адгезионной прочностью покрытия на УМЗ подложках, что связано с увеличением числа центров кристаллизации при осаждении покрытий.

Предлагаемый комбинированный подход, основанный на сочетании УМЗ-структуры в подложке и ионно-плазменного защитного покрытия, позволит повысить эксплуатационную надежность изделий из титановых сплавов, используемых в авиадвигателестроении.

*Авторы благодарят за финансовую поддержку в ходе данной работы государственное задание на выполнение научных исследований лабораториями (приказ МН-8/1356 от 20.09.2021).*

**МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ**

**Савина Я.Н.<sup>1,2</sup>, Валиев Р.Р.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>*Институт физики перспективных материалов, Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

<sup>2</sup>*Лаборатория «Дизайна новых материалов», Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

[savina12@liveinternet.ru](mailto:savina12@liveinternet.ru)

Титановые сплавы являются наиболее распространенными в качестве конструкционных материалов для изготовления ответственных деталей, применяемых в авиационной промышленности, благодаря своим повышенным механическим свойствам и сравнительно небольшому весу. Однако такие детали зачастую эксплуатируются в условиях агрессивной среды, высоких температур, подвергаются действию статических, динамических, циклических нагрузок и эрозионному износу поверхность. Длительная работа в условиях повышенных температур оказывает существенное влияние на механические характеристики конструкционных материалов - ползучесть и длительная прочность. Поэтому к таким деталям предъявляются более высокие требования по механическим свойствам при температурах эксплуатации. Актуальной задачей является разработка и оптимизация способов повышения эксплуатационных характеристик деталей из титановых сплавов, применяемых в авиадвигателестроении.

К настоящему времени наиболее эффективным способом повышения механических свойств металлов и сплавов является формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, используя методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Формирование УМЗ структуры в объеме материала приводит к повышению прочностных свойств, усталостной прочности, что дает возможность значительно улучшить эксплуатационную надежность и долговечность изделий.

Вместе с тем детали в ходе эксплуатации в газотурбинном двигателе подвергаются эрозионному износу поверхности в результате воздействия потока пыли, жидкости и/или газа. Эрозионный износ поверхности искажает геометрические формы деталей, что приводит к снижению эксплуатационных характеристик и надежности. Поэтому одним из основных направлений развития авиадвигателестроения направлено на увеличение ресурса деталей за счет повышения стойкости к газообразивному изнашиванию. Основным способом защиты поверхности от эрозионного износа является напыление защитных покрытий.

В настоящей работе рассматривается комбинированный подход к повышению эксплуатационной надежности материалов, подвергающихся эрозионному износу и высоким динамическим нагрузкам. Данный подход сочетает в себе повышение удельной прочности за счет измельчения зеренной структуры в объеме металла, используя методы интенсивной пластической деформации, и защиту поверхности, путем напыления ионно-плазменного покрытия. Приводятся результаты исследования механических характеристик на растяжение и 100-часовой длительной прочности титановых сплавов ВТ6 и ВТ8М-1 с УМЗ структурой и ионно-плазменным покрытием TiVN и без него при температурах эксплуатации.

Результаты показали, что при температурах эксплуатации 300°C и 350°C длительная прочность и механические характеристики образцов с покрытием сплавов ВТ6 и ВТ8М-1 выше по сравнению с образцами без покрытия, за счет создания УМЗ структуры, которая в свою очередь формирует структуру покрытия и определяет его свойства.

*Авторы благодарят за финансовую поддержку в ходе данной работы государственное задание на выполнение научных исследований лабораториями (приказ МН-8/1356 от 20.09.2021).*

**МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ  
НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al–Zn–Mg**

**Яковцева О.А., Мочуговский А.Г., Михайловская А.В.**

*НИТУ МИСИС, г. Москва, Российская Федерация*

[yakovtseva.oa@isis.ru](mailto:yakovtseva.oa@isis.ru)

Сверхпластическая формовка реализуется для получения сложно-профильных изделий из алюминиевых и титановых сплавов. Высокопрочные сплавы на основе системы Al–Zn–Mg привлекают возможностями получения сверхпластической формовкой высококачественных изделий для авиа и ракетостроения. Недостатком сплавов является повышенная остаточная пористость, что существенно снижает механические свойства готовых формованных изделий и требует противодавления при формовке. Повышенная пористость следствие развитого зернограницного скольжения, характерного для данных сплавов, и недостаточно развитых аккомодационных механизмов. При создании новых сплавов необходимо учитывать соотношения вкладов механизмов и их зависимость от состава сплавов. Управление вкладами действующих при сверхпластической деформации механизмов позволит улучшить показатели сверхпластичности получить высококачественные изделия с высокими механическими свойствами при эксплуатации. Целью работы является анализ влияния структурных параметров на механизмы сверхпластической деформации в сплавах Al–Zn–Mg с добавками Ni, Cr, Zr, Sc.

Исследовали сплавы Al–4%Zn–4%Mg с добавками и/или 4%Ni, 0,2%Cr, 0,2%Zr, 0,1%Sc. Сплавы получены литьем в медную охлаждаемую изложницу, подвергнуты гомогенизационному отжигу и затем простой термомеханической обработкой получены листы толщиной 1 мм. Зеренная и дислокационная структура сплавов изучена после отжига, имитирующего нагрев до температуры сверхпластической деформации в интервалах  $0,8-0,9T_{пл}$ . Исходная структура представлена малой плотностью дислокаций, встречаются единичные дислокации в теле зерен, расположенные вблизи крупных частиц. В сплавах с Cr присутствуют дисперсоиды размерами 20-100 нм, в сплавах с никелем крупные частицы  $Al_3Ni$  размерами  $\approx 2$  мкм, в сплавах с Zr и Sc наноразмерные дисперсоиды.

Образцы сплавов испытывали на одноосное растяжение при повышенной температуре для анализа деформационного поведения, определены оптимальные температурно-скоростные условия деформации в зависимости от сплава и показатели сверхпластичности. После сверхпластической деформации наблюдали структурные признаки динамической рекристаллизации и/или роста зерен, на установившейся стадии деформации плотность дислокаций слабо повышалась.

Вклады действующих механизмов определяли в интервале скоростей деформации, соответствующих показателю скоростной чувствительности выше 0,5. На поверхность образцов сплавов наносили маркерные сетки для расчета вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации. Проведен анализ эволюции поверхности и количественно определены вклады зернограницного скольжения, которое в сплавах варьируется от 20 до 45%, внутриверного дислокационного скольжения и оценен вклад диффузионной ползучести.

*Лисовые заготовки получены в рамках проекта РНФ № 19-79-00353, исследования микроструктуры и показателей сверхпластичности выполнены в рамках Гранта Президента РФ для поддержки ведущих научных школ НШ-1752.2022.4.*

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЯ ВНУТРЕННИХ ГРАНИЦ  
НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ  
С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Беляев Ф.С., Волков А.Е., Вуколов Е.А., Ребров Т.В.**

*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия*  
[st063189@student.spbu.ru](mailto:st063189@student.spbu.ru)

Способность образцов из сплавов с памятью формы (СПФ) возвращаться при нагреве к своей исходной форме используется во многих областях промышленности, где они служат для создания приводов, датчиков и других термоактивируемых устройств. Для правильного применения СПФ в устройствах, которые должны срабатывать при заданной температуре, необходимо знать температурную кинетику восстановления деформации, которая определяется рядом факторов. Одним из особенно существенных из них является эффект стабилизации мартенсита (ЭСМ) — явление, при котором мартенсит сохраняется выше температур обратного мартенситного превращения (МП) в недеформированном образце. Иными словами, температуры начала  $A_s$  и конца  $A_f$  обратного МП смещаются в сторону повышения. Как показано в работах С.П. Беляева с соавторами, ЭСМ проявляется после активной деформации образца в мартенситном состоянии, после охлаждения под нагрузкой и после наведения мартенсита напряжением, причем смещение  $A_s$  зависит не только от величины деформации, но и от способа задания деформации. Поэтому невозможно определить единую связь между температурой  $A_s$  и предшествующей деформацией сплава. В данной работе для расчета изменения  $A_s$  была использована микроструктурная модель, модифицированная для учёта факторов, влияющих на проявление ЭСМ.

В работах С.П. Беляева с соавторами была выдвинута гипотеза, по которой основной причиной ЭСМ является повреждение границ мартенсита, из-за чего обратное МП затрудняется. Это предположение легло в основу модификации модели, предложенное в данной работе: введена новая переменная  $\zeta$ , характеризующая поврежденность границ. Для расчета ее изменения предложены формулы:

$$d\zeta = k_1 \frac{f_1(\Phi_M)}{f_4(\zeta)} |d\tilde{r}| \quad (1), \quad d\zeta = k_2 f_2(\Phi_M) f_3(\tilde{r}) d\Phi_M H(d\Phi_M) \quad (2),$$

$$d\zeta = k_3 \zeta \frac{d\Phi_M H(-d\Phi_M)}{\Phi_M} \quad (3),$$

где  $k_1, k_2, k_3$  – константы материала, функции  $f_1, f_2, f_3, f_4$  также подбираются для конкретного СПФ,  $N$  – количество вариантов мартенсита,  $\Phi_M$  – объёмная доля мартенсита,  $(1/N)\Phi_n$  – объёмная доля  $n$ -ого варианта мартенсита,  $H$  – функция Хевисайда, переменная  $\tilde{r} = \frac{\sum_{n=1}^N |\Phi_n - \Phi_M|}{N\Phi_M}$  характеризует степень ориентированности мартенсита. Формула (1) служит для расчёта изменения поврежденности при силовой переориентации мартенсита, (2) – при прямом МП, (3) – при обратном МП. Согласно формулам (1) – (3) поврежденность растёт при увеличении объемной доли мартенсита и его ориентированности и убывает при обратном превращении. Степень поврежденности далее учитывается при расчёте диссипативной силы «трения», влияющей на температуры превращения, что позволяет рассчитать температурную кинетику обратного МП, включающую ЭСМ.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФ 23-29-01006.*

**О РЕАЛЬНОМ (УСЛОВНОМ) ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ В ДВОЙНОМ  
СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ TiNi**

**Жапова Д. Ю., Лотков А. И., Гришков В. Н., Гусаренко А. А.,  
Бобров Д.И.**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
Томск, Россия,  
[dorz@ispms.ru](mailto:dorz@ispms.ru)*

В работе представлены результаты исследований развития неупругих (сверхэластичность, СЭ, эффект памяти формы, ЭПФ) и пластической деформаций при кручении образцов сплава  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  (ат.%). Актуальность работы обусловлена тем, что в ряде работ предложено принимать за предел текучести сплавов на основе никелида титана напряжения в конце стадии III на линейной зависимости « $\sigma$ - $\epsilon$ » при отклонении заданной деформации на 0.2% (при растяжении образцов) от этой зависимости, а линейность этой стадии связывать с упругой деформацией мартенситной фазы.

Однако в настоящей работе показано, что при разгрузке образцов в конце стадии III наблюдается величина пластической деформации, превышающая 0.2% при растяжении и 0.3% при кручении образцов. Поэтому для достижения ясности в том, как же определять реальный (условный) предел текучести в сплавах на основе никелида титана, и других сплавах с термоупругим МП, необходимы дальнейшие исследования.

В работе были исследованы образцы сплава  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  (ат.%), структуру которых изменяли от крупнозернистой до микрокристаллической с помощью тёплой (723K) прокатки в ручьевых вальцах. Как в исходном, так и в деформированном прокаткой состоянии, образцы испытывали МП  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  при охлаждении и  $B19' \rightarrow B2$  при нагреве. В исходном состоянии образцов температура превращения в R-фазу составляла  $T_R=305K$ , температуры  $M_H=268K$ ,  $M_K=228K$ ,  $A_H=289K$  и  $A_K=295K$ . После тёплой прокатки в ручьевых вальцах температуры МП повышаются на ~20 градусов вследствие высокотемпературного старения.

В работе приведены зависимости « $\tau$ - $\gamma$ » образцов сплава  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  (ат.%) при 299K, полученные при увеличении заданной деформации на одном и том же образце. Эти зависимости имеют характерный для сплавов на основе TiNi вид: развитие упругой деформации (стадия I), площадка псевдотекучести (стадия II), линейная стадия изменения  $\gamma$  (стадия III), переходящая в параболическую стадию интенсивного пластического течения до разрушения образцов (IV). Кроме того, в работе исследованы зависимости величин СЭ, ЭПФ и пластической деформации после разгрузки образцов на разных стадиях деформирования.

На примере образцов двойного сплава  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  (ат.%) показано, что предел текучести  $\tau_{0.3}$  при кручении образцов локализован на зависимости « $\tau$ - $\gamma$ » в конце стадии II (площадка псевдотекучести на зависимости « $\tau$ - $\gamma$ ») или в начале стадии III (последующий линейный участок развития деформации при нагружении). Полученные результаты показывают, что корректное определение предела текучести в сплавах с термоупругими мартенситными превращениями возможно только при совместном анализе зависимостей «напряжение-заданная деформация» и «пластическая деформация-заданная деформация». С нашей точки зрения этот вывод справедлив для всех сплавов с термоупругими мартенситными превращениями, но не исключено, что при дальнейших исследованиях могут быть обнаружены сплавы, в которых значения  $\tau_{0.3}$  и  $\tau_{0.3}(IV)$  могут быть достаточно близкими.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект № FWRW-2021-0004.*



**СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79  
СО СМЕШАННОЙ УМЗ СТРУКТУРОЙ**

**Классман Е.Ю.<sup>1\*</sup>, Галиева Э.В.<sup>1</sup>, Валитов В.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> ФГУП ИПСМ РАН, город Уфа

[\\*klassman@mail.ru](mailto:klassman@mail.ru)

Сплавы ЭП975 и ЭК79 были подвергнуты деформационно-термической обработке (ДТО) с использованием схемы всесторонней изотермическойковки в интервале температур: для сплава ЭП975 -  $(0,84-0,8)T_s$ , ( $T_s$  - температура растворения  $\gamma'$ -фазы), а для сплава ЭК79 в интервале температур  $(0,88-0,62)T_s$ . ДТО привела к формированию смешанной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры.

После ДТО в УМЗ составляющей размер зерен в сплаве ЭП975 - 0,5 мкм, а в сплаве ЭК79 - 0,3 мкм. Относительно крупные частицы  $\gamma'$ -фазы имеют размер  $3,5 \pm 1,0$  мкм в сплаве ЭП975 и  $3,0 \pm 0,8$  в сплаве ЭК79. Доля относительно крупных выделений  $\gamma'$ -фазы в сплаве ЭП975 составляет 13 %, а в сплаве ЭК79 – 10 %. Также в сплавах при охлаждении с температуры обработки в теле зерен  $\gamma$ -фазы выявляются частицы  $\gamma'$ -фазы, размером 0,2 мкм. То есть в структуре можно выделить три вида размеров частиц  $\gamma'$ -фазы: 1) относительно крупные – очевидно, «наследственные» от микродуплексной структуры, 2) УМЗ составляющая – зерна  $\gamma$ -фазы и некогерентные частицы  $\gamma'$ -фазы, размером менее 1 мкм, 3) упрочняющие внутризеренные частицы  $\gamma'$ -фазы, размером 0,2 мкм.

По результатам механических испытаний на одноосное растяжение было установлено, что максимальные характеристики сверхпластичности в сплаве ЭП975 достигаются при температуре 1000°C и скорости деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , а в сплаве ЭК79 при температуре 850°C и при той же скорости деформации.

Сравнительный анализ механических свойств сплавов ЭП975 и ЭК79 после деформации по схеме одноосного сжатия свидетельствует о существенном различии в уровне напряжений течения и в виде зависимости напряжения течения от степени деформации. В сплаве ЭП975 на начальной стадии деформации (2-5%) наблюдается пик напряжения течения и последующее снижение. Такой вид зависимости может свидетельствовать о развитии при сверхпластической деформации процессов динамической рекристаллизации и, как следствие формирование более мелкозернистой структуры. В то же время в сплаве ЭК79 в изученном температурно-скоростном интервале деформации такого пика не наблюдается. При одинаковых температурно-скоростных условиях деформации уровень напряжения течения в более легированном и более жаропрочном сплаве ЭП975 на порядок выше.

Сохранение в УМЗ структуре относительно крупных некогерентных частиц второй фазы ( $\gamma'$ -фазы) в изученных сплавах, вероятно, являющимися унаследованными от микродуплексной структуры, связано, по-видимому, с тем, что деформация локализуется в УМЗ составляющей, объемная доля которой после ДТО может достигать не менее 80 %. Очевидно, что при последующей деформации УМЗ составляющая будет играть решающую роль в реализации эффекта низкотемпературной сверхпластичности в исследуемых сплавах ЭП975 и ЭК79.

*Работы выполнены в рамках проекта РНФ № 22-79-00271. Микроструктурные исследования и оценка механических свойств проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».*

**ЭФФЕКТ СВЕРХУПРУГОСТИ В СТРУКТУРНО-УПРОЧНЕННОМ  
Co-СПЛАВЕ**

**Молоканов В.В., Палий Н.А., Каплан М.А., Крутилин А.В., Алпатов А.А.**

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,*

*Москва*

[palii@imet.ac.ru](mailto:palii@imet.ac.ru)

Структурно упрочненные эвтектические сплавы обладают комплексом особых свойств: высокая прочность, жаропрочность, ударостойкость, высокие трибологические свойства. Стержни из эвтектических сплавов на основе Co, Fe, Ni служат прекурсорами для получения аморфных проводов с высокими магнитными и механическими свойствами методом Улитовского-Тейлора. В настоящей работе проведено исследование механических свойств литых стержней диаметром 4 мм околоэвтектического сплава на основе кобальта, 84КХСР.

Методом зонной плавки с использованием варианта торцевого охлаждения стержня водой сформирована структура стержня, состоящая преимущественно из колоний столбчатых дендритов, расположенных вдоль продольной оси стержня. Изучены механические свойства структурно упрочненных стержней при сжатии, трехточечном изгибе. Результаты сопоставлены с данными по свойствам сплава в аморфном состоянии.

Установлено, что при сжатии увеличение нагрузки приводит к росту напряжения по закону, близкому к линейному без видимых проявлений пластического течения вплоть до разрушения. Предел прочности практически совпадает с пределом упругости и составляет  $\sigma_B = 2600$  МПа. При этом упругое удлинение достигает  $\varepsilon = 5$  %. При сжатии зафиксировано весьма низкое значение модуля упругости  $E = 52$  ГПа. Высокая запасенная энергия в результате упругого характера сжатия высвобождается при разрушении и сопровождается образованием и разлетом осколков.

Результаты испытаний стержней на изгиб подтверждают результаты испытаний на сжатие. Стержень деформируется упруго во всем диапазоне приложенных напряжений. Предел прочности при изгибе близок к пределу прочности при сжатии и составляет  $\sigma_{из} = 2250$  МПа. Аморфный провод  $d = 71$  мкм, полученный из стержня этого сплава методом Улитовского-Тейлора, также демонстрирует высокую прочность  $\sigma = 2700 - 3000$  МПа и высокую упругость  $\varepsilon = 2,5 - 3,0$  %. Модуль упругости сплава  $E = 100$  МПа.

Принято считать, что металл проявляет эффект сверхупругости (СУ) при наличии упругой деформации более 1 %. В сплавах на основе соединения TiNi эффект сверхупругости фиксируется в интервале обратимого мартенситного фазового перехода и составляет от 8 % до 11 %. В сплавах без фазового перехода наибольшая величина упругой деформации  $\varepsilon = 1,5 \div 2,0$  % при сжатии отмечена для группы так называемых объемных аморфных сплавов (ОАС) Zr-Ti. Полученные в нашей работе данные, показывают, что значительный по величине эффект сверхупругости может быть реализован в структурно упрочненном сплаве 84КХСР, полученном как в аморфном, так и в кристаллическом состоянии при деформации сжатием изгибом и растяжением. Зафиксированная предельная величина эффекта СУ при сжатии,  $\varepsilon = 5$  %, превышает более чем в два раза эффект СУ для ОАС Zr-Ti. Такие сплавы характеризуются термином “gum metal” и имеют перспективы практического использования для изготовления новых видов медицинских имплантатов и инструментов для эндоваскулярных вмешательств, протезов, спортивного инвентаря, ударопрочных и жаропрочных изделий для новой техники.

**ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ДОБАВОЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА  
Термоциклическую стабильность многокомпонентных**

**СПЛАВОВ  $Ti_{51-2x}Hf_xZr_xNi_{49-2x}Cu_xCo_x$**

**Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>1,2</sup>, Ребров Т.В.<sup>1</sup>, Кальни-  
кая М.В.<sup>1</sup>, Березовская С.В.<sup>1</sup>, Стародубова М.С.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

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

Одним из важных способов улучшения комплекса механических, функциональных и конструкционных параметров бинарных сплавов является их легирование (третьими, четвертыми, пятыми, шестыми элементами). В этих сплавах за счет атомов замещения происходит твердорастворное упрочнение. Известно, что сплавы с эффектом памяти формы на основе TiNi не проявляют хорошей термостабильности функциональных свойств. Предполагается, что легирование данного сплава дополнительными элементами может повлиять на их термоциклическую стабильность. Поэтому, целью данной работы было исследование влияния термоциклирования на мартенситные превращения многокомпонентных сплавов Ti–Hf–Zr–Ni–Cu–Co с разной концентрацией добавочных элементов

Образцы были получены с помощью вакуумно-дуговой плавки в защитной среде аргона. Для получения однородной структуры слитки массой 20 грамм были подвергнуты пятикратной переплавке. В работе использовали 4 состава:  $Ti_{49}Hf_1Zr_1Ni_{47}Cu_1Co_1$ ,  $Ti_{41}Hf_5Zr_5Ni_{39}Cu_5Co_5$ ,  $Ti_{31}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{29}Cu_{10}Co_{10}$ ,  $Ti_{17}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{15}Cu_{17}Co_{17}$ . Из полученных слитков были вырезаны образцы для исследования мартенситных превращений, с помощью метода дифференциальной сканирующей калориметрии и метода 4-х точечного измерения удельного электросопротивления. Первые 10 циклов, 20-ый, 30-ый, 40-ой, 50-ый, 75-ый и 100-ый были выполнены в дифференциально сканирующем калориметре. Промежуточные термоциклы осуществляли следующим образом: образец нагревали в печи до 150 °С, выдерживали 1 минуту, помещали в жидкий азот и выдерживали 1 минуту.

Полученные результаты показали, что в образце с концентрацией каждого из легирующих элементов 5 %, смещение температур мартенситных превращений в область более низких температур за первые 10 циклов значительно больше, чем в образце с концентрацией 1%. Начиная с 50-го цикла температуры мартенситных превращений практически не меняются. В сплавах, в которых концентрация каждого из добавочных элементов равна 10 % и 17%, при охлаждении до -110 °С методом дифференциальной сканирующей калориметрии мартенситные превращения не обнаружены. Поэтому использовали метод 4-х точечного измерения удельного сопротивления, с помощью которого могут быть определены мартенситные превращения до -180 °С. В сплавах, в которых концентрация каждого из добавочных элементов равна 10 % и 17%, мартенситные превращения не обнаружены даже при охлаждении до -180 °С и удельное электросопротивление с циклами не изменяется. Таким образом, увеличение концентрации каждого из легирующих элементов с 1 % до 5%, понижает термоциклическую стабильность образцов, а при увеличении концентрации до 10 % и 17 % влияние на термоциклическую стабильность не обнаружено.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (№ 22-19-00169).*

**ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ Мо НА МИКРОСТРУКТУРУ,  
СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В СПЛАВАХ  
СИСТЕМЫ Ti-4Al-3Mo-1V-1Fe-1Ni**

**Котов А.Д., Постникова М.Н., Михайловская А.В.**

*НИТУ МИСИС, г. Москва, Российская Федерация*

[kotov@misis.ru](mailto:kotov@misis.ru)

Титановые сплавы обладают уникальным комплексом свойств, низкой плотностью и высокой удельной прочностью, превосходной коррозионной стойкостью во многих средах, хорошей жаростойкостью и жаропрочностью. Однако, получение деталей сложной формы из титановых сплавов традиционными методами формообразования сопряжено с рядом трудностей из-за высоких значений напряжений в сочетании с относительно низким модулем упругости, а также высокой чувствительности к параметрам обработки – скорости и температуре деформации. В связи с этим, метод сверхпластической формовки (СПФ) является перспективным методом получения деталей сложной геометрии за одну технологическую операцию при малом давлении газа. Высокие температуры СПФ большинства промышленных титановых сплавов приводят к увеличению энергоемкости и ускоренному износу оборудования и штампов, а также способствуют образованию оксидов и  $\alpha$ -слоя на поверхности формируемых деталей. Поэтому снижение температуры сверхпластической формовки и улучшение механических свойств конечных деталей являются важными вопросами для титановых сплавов.

Легирование титановых сплавов  $\beta$ -стабилизаторами (Ni, Co, Fe, Nb, Cr, Mo и V) для достижения оптимального соотношения  $\alpha/\beta$  при низких температурах является одним из эффективных подходов к получению сплавов способных к сверхпластической деформации при пониженных температурах. В предыдущих исследованиях было показано, что легирование высокодиффузионными  $\beta$ -стабилизаторами, такими как Ni и Fe, эффективно для достижения низкотемпературной сверхпластичности, однако может способствовать динамическому росту зерен во время термомеханической обработки и сверхпластической деформации. Исходя из этого, содержание низкодиффузионных изоморфных  $\beta$ -стабилизаторов, таких как Mo, также имеет важное значение.

В данной работе было исследовано влияние содержания Mo на сверхпластичность и эволюцию микроструктуры при деформации при пониженных температурах 625–775 °С, а также на механические свойства при комнатной температуре сплавов Ti-4Al-1V-1Fe-1Ni-0.1B-(1-5)Mo (мас. %). Показано, что содержание Mo оказывает незначительное влияние на сверхпластичность при температурах 700–775 °С из-за высокой доли  $\beta$ -фазы 22–62 %: сплавы демонстрируют стабильное течение с высоким показателем скоростной чувствительности ( $m$ ) 0,50–0,65 и удлинением до разрушения ( $\delta$ ) 700–1000 %. Однако, увеличение содержания Mo с 1 до 5 % значительно влияет на сверхпластичность при низкой температуре деформации 625 °С благодаря повышению объемной доли  $\beta$ -фазы выше критического значения ~20%, что обеспечивает увеличение показателя  $m$  с 0,4 до 0,5 и  $\delta$  с ~200 до ~700 %. Также, увеличение содержания Mo способствует увеличению механических свойств: предела текучести с 790 до 970 МПа, предела прочности с 820 до 990 МПа, и относительного удлинения с 5,2 % до 7,7 %. В результате исследований предложен состав сплава Ti-4Al-5Mo-1V-1Fe-1Ni-0.1B, обеспечивающий сверхпластичность при низких температурах и высокие механические свойства при комнатной температуре после деформации.

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ №21-79-10380.*

**МИКРОСТРУКТУРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Ti–Nb–Zr**

**Абрамова А.В., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.**

*Санкт-Петербургский государственный университет,*

*Санкт-Петербург, Россия*

[m.evard@spbu.ru](mailto:m.evard@spbu.ru)

Наиболее распространенными сплавами с памятью формы для медицинского применения являются сплавы TiNi состава, близкого к эквиаtomному. Однако входящий в их состав никель является канцерогенным, может вызывать аллергические реакции. В связи с этим существует необходимость замены никеля на более безопасные материалы. Сплавы с памятью формы (СПФ) Ti–Nb–Zr, обладающие высокой биосовместимостью и механической прочностью, являются перспективными кандидатными материалами для создания имплантатов и других медицинских устройств.

Для использования данных сплавов необходимо наличие моделей, адекватно описывающих поведение материала при различных условиях эксплуатации. Наиболее перспективным с этой точки зрения является микроструктурный подход, учитывающий специфику структуры и деформационных механизмов СПФ. Одним из важных параметров модели для описания поведения сплава Ti–Nb–Zr является тензор деформации, описывающий перестройку кристаллической решётки сплава из аустенитной  $\beta$ - фазы (с упорядоченной объёмно-центрированной кубической решеткой) в мартенситную  $\alpha''$ - фазу (с упорядоченной гранецентрированной орторомбической решеткой).

В настоящей работе для сплава Ti–Nb–Zr вычислены матрицы тензоров градиента деформации, тензора малых деформаций и тензора деформаций Грина-Лагранжа. Предполагали, что превращение осуществляется путём комбинации растяжений в направлении  $[001]_{\beta}$  в  $k_1$  раз, в направлении  $[110]_{\beta}$  в  $k_2$  раз и в направлении  $[\bar{1}10]_{\beta}$  в  $k_3$  раз. Параметры  $k_1, k_2, k_3$  рассчитывали на основе имеющихся данных рентгеноструктурного анализа. Найдено относительное изменение объёма элементарной ячейки, выполнена оценка кристаллографического ресурса мартенситного превращения как максимальной величины главной деформации в предположении малых и конечных деформаций.

Выполнено моделирование псевдоупругого поведения модельных образцов, а также их охлаждения и нагрева под постоянной нагрузкой. При этом матрицы тензоров малых деформаций для сплавов с различным процентным соотношением Nb и Zr уточнялись в соответствии с имеющимися данными рентгеноструктурного анализа. Показано, что результаты моделирования находятся в хорошем соответствии с экспериментальными данными.

**ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И  
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 45**

**Башков О.В., Суртаева К.Р., Божоев И.Ч., Башкова Т.И., Бао Ф.**

*Комсомольский-на-Амуре государственный университет*

[bashkov\\_ov@mail.ru](mailto:bashkov_ov@mail.ru)

Ультразвук уже давно активно используется в промышленности и науке не только как средство изменения свойств материалов и параметров дефектов, но и как способ мощного воздействия на жидкие и твердые материалы, приводящие к изменению структуры, в том числе для резки и соединения материалов. В случае воздействий, приводящих к структурным изменениям, широкое применение ультразвук нашел для поверхностной обработки материалов с целью упрочнения или снятия внутренних напряжений, возникающих, например, после сварки.

Определенные сложности в управлении ультразвуковыми полями и расчете напряжений, возникающих в объеме материала изделий, ультразвуковая объемная обработка твердых тел пока не получила широкого применения. Между тем, объемная ультразвуковая обработка может быть использована для воздействия на небольшие изделия при правильном определении локальных или распределенных механических напряжений и оценке их влияния на структуру и свойства материалов.

В работе получены предварительные результаты исследований влияния объемного ультразвукового воздействия на структуру и свойства стали 45 в нормализованном состоянии. Для объемного ультразвукового воздействия был использован генератор ИЛ10 с магнитострикционным излучателем мощностью 1 кВт. Для усиления амплитуды напряжений был разработан ультразвуковой концентратор катеноидальной формы. Образец аксиально-симметричного формы был изготовлен в виде галтели с рабочей частью, выполненной по радиусу. Такая форма позволила сформировать симметричные напряжения в сечении образца с максимумом в самой узкой части.

При заданных условиях эксперимента максимальная амплитуда напряжений цикла в центральной части образца составила 211,5 МПа. Образцы подвергали воздействию в течение  $3,66-3,98 \cdot 10^8$  циклов, соответствующих сверхмногоциклового усталости. Монотонное изменение напряжения по сечению образца позволило выявить зависимость между уровнем действующих напряжений, микротвердостью и структурным показателем – плотность границ зерен. Было установлено, что в областях образца, где напряжение не превышало 90 МПа, микротвердость составила 200-205 МПа. В сечении с напряжением выше 160 МПа происходит резкий рост микротвердости до значений 248 МПа в области максимальной амплитуды напряжений 211,5 МПа. Плотность границ зерен по мере приближения к области максимальных напряжений снижается.

*Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации (проект НШ-452.2022.4).*

**ВЛИЯНИЕ ЭДУ НА ВКЛАД СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ  
В МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДНЫХ СПЛАВОВ,  
ПОДВЕРГНУТЫХ ИПД**

**Зайнуллина Л. И., Александров И. В.**

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия,*

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

Энергия дефекта упаковки (ЭДУ) является фундаментальным параметром, влияющим на характер формирования структуры и определяющим активность механизмов пластической деформации металлических материалов. Для материалов с высокой ЭДУ (например, Al) характерна высокая дислокационная активность. В металлах со средней ЭДУ, помимо дислокационной активности, могут наблюдаться процессы двойникования, особенно при низких температурах и высоких скоростях деформации. В металлических материалах с низкой ЭДУ (например, сплавы Cu–Zn, Cu–Al) пластическая деформация сопровождается активизацией деформационного двойникования.

Учитывая то, что уменьшение ЭДУ может приводить к повышению механических свойств сплавов, актуальным представляется проведение комплексных исследований влияния ЭДУ на вклад различных структурных особенностей в механические свойства сплавов систем Cu–Zn и Cu–Al, подвергнутых воздействию различных методов и комбинаций методов интенсивной пластической деформации (ИПД). Оценка вкладов каждой из особенностей микроструктуры должна позволить определить, какой из них является определяющим в формировании высокой прочности.

Для исследования эволюции микроструктурных особенностей сплавов в результате ИПД применялись методы просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурный анализ.

В сплавах системы Cu–Zn по мере уменьшения величины ЭДУ при воздействии комбинацией методов ИПД происходит определенная конкуренция между измельчением размера структурных элементов и формированием деформационных двойников. Сплав Cu–30 вес.% Zn обладает более высокой прочностью, чем сплав Cu–10 вес.% Zn. При этом, деформационные двойники вносят существенный и основной вклад в предел текучести сплава Cu–30 вес.% Zn. Следовательно, формирующиеся структурные особенности в виде более мелких структурных элементов и повышенной плотности деформационных двойников ответственны за более высокие прочностные свойства сплавов системы Cu–Zn с меньшей ЭДУ.

В сплавах системы Cu–Al, подвергнутых ИПД, по мере уменьшения величины ЭДУ наблюдается тенденция, похожая на ту, что характерна для сплавов системы Cu–Zn. Размер элементов микроструктуры и деформационные двойники вносят основной вклад в предел текучести сплавов. В сплаве Cu–7.0 вес.% Al с меньшей ЭДУ значения вкладов зернограничного упрочнения и двойникования выше, по сравнению со сплавом Cu–2.2 вес.% Al с более высокой ЭДУ.

Таким образом, по мере уменьшения величины ЭДУ, т.е. по мере увеличения степени легирования медной матрицы атомами цинка и алюминия, медных сплавов, подвергнутых ИПД, основными вкладами в повышение предела текучести становятся вклады зернограничного упрочнения и упрочнения за счет границ деформационных двойников. Рост прочности по мере уменьшения ЭДУ связан с более интенсивным измельчением структурных элементов и увеличением объемной доли деформационных двойников в микроструктуре.

**ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ НА НЕУПРУГИЕ  
ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ**

**Малашенко В.В.<sup>1,2</sup>, Малашенко Т.И.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Россия*

<sup>2</sup>*Донецкий государственный университет, Донецк, Россия*

<sup>3</sup>*Донецкий национальный технический университет, Донецк, Россия*

[malashenko@donfti.ru](mailto:malashenko@donfti.ru)

Динамические эффекты в дефектной системе металлов и сплавов оказывают весьма существенное влияние на характер пластической деформации в условиях высокоэнергетических внешних воздействий, которым функциональные материалы могут подвергаться как на стадии обработки (штамповка, резка, ковка), так и в процессе эксплуатации [УФН, 1875, 525 (2017); Europhysics Letters, 114, 65001(1–7). 2016; AIP Conference Proceedings 1793, 070002 (2017)]. Формирование свойств металлов и сплавов во многом определяется процессами перемещения огромных дислокационных ансамблей и их взаимодействия с другими структурными дефектами. В случае высокоэнергетических воздействий в металлах и сплавах реализуется высокоскоростная деформация, а преодоление дислокациями потенциальных барьеров, создаваемых дефектами структуры, имеет динамический характер, поскольку кинетическая энергия дислокаций значительно превосходит энергию их взаимодействия с дефектами. В динамическом режиме дислокации перемещаются со скоростями от нескольких десятков метров до тысяч метров в секунду, а скорость пластической деформации может достигать  $10^8 \text{ с}^{-1}$ . В динамической области скоростей в сплавах и примесных кристаллах основным механизмом диссипации становится необратимый переход энергии внешних воздействий в энергию поперечных дислокационных колебаний в плоскости скольжения, возникающих при взаимодействии дислокации с потенциальными барьерами структурных дефектов. Этот механизм весьма чувствителен к наличию щели в колебательном спектре дислокации, поскольку именно её размеры ограничивают амплитуду дислокационных колебаний, а, следовательно, эффективность данного механизма диссипации. Развитая нами теория динамического взаимодействия дефектов (ДВД) позволяет получать аналитические зависимости механических свойств твердых тел от их упругих констант и характеристик содержащихся в них дефектов для широкого круга задач дислокационной динамики, объясняет ряд экспериментально наблюдающихся закономерностей, предсказывает существование новых динамических эффектов, стимулируя постановку целенаправленных экспериментов, выявляет общие закономерности динамического поведения объектов совершенно разной физической природы [Известия РАН. Серия физическая, 82, 37 (2018); ФТТ, 10, 1683 (2020); Physica B: Phys. Cond. Mat., 404, 3890 (2009); ФТТ. 64, 1012 (2022)]. В частности, получены условия, при выполнении которых возникают немонотонные зависимости динамического предела текучести от скорости пластической деформации, концентрации точечных дефектов, плотности дислокаций. При этом наблюдается следующая закономерность: минимум предела текучести наблюдается при смене доминирующего вклада дефектов в полное торможение дислокаций, максимум имеет место при смене доминирующего вклада в формирование спектральной щели.



**АНАЛИЗ НЕУПРУГИХ ЭФФЕКТОВ В ПОРОШКОВОМ ПОРИСТОМ  
СПЛАВЕ Ti–18Zr–15Nb**

**Пермякова Д.В., Маркова Г.В.**

*ТулГУ, Тула, Россия*

[darya.per@gmail.com](mailto:darya.per@gmail.com)

Неупругое поведение в материалах при колебаниях проявляется в виде рассеяния энергии, которое определяется методом внутреннего трения. Целью данной работы является анализ температурных спектров внутреннего трения в порошковом пористом сплаве Ti–18Zr–15Nb, полученном гидридно-кальциевым синтезом.

Объектом исследования являются образцы сплава Ti–18Zr–15Nb, полученные спеканием гидридно-кальциевого порошка с пористостью от 15 до 54%, также для сравнения был взят компактный образец аналогичного состава, полученный методом литья и подверженный ротационной ковке.

Измерения температурных зависимостей внутреннего трения (ТЗВТ) выполняли на обратном крутильном маятнике РКМ-ТПИ в интервале температур от –150 до +600 °С. Частота свободных колебаний литого образца составляла около 1,2 Гц, а порошкового – около 2 Гц. Амплитуда деформации литого образца в среднем составляла  $\gamma = 8 \cdot 10^{-5}$ , пористого –  $\gamma = 1,15 \cdot 10^{-4}$ . Измерения проводили на проволочных образцах, квадратного сечения со стороной 1 мм (для литого образца) и 2 мм (для пористых образцов) и длиной рабочей части 45 мм.

По результатам анализа полученных спектров внутреннего трения было выделено 4 группы неупругих эффектов:

- 1) в области температур –130...–150°С во всех исследованных образцах наблюдается устойчивое повышение ВТ, которое связывается с мартенситным превращением в сплаве  $\beta \leftrightarrow \alpha'$ ;
- 2) в диапазоне температур –70...+50°С в высокопористых образцах ( $\Pi > 30\%$ ) обнаружен максимум ВТ неустановленной природы. Пик сохраняется при двукратном термоциклировании –150 ↔ +100°С, однако исчезает, когда нагрев проводили до температуры +600°С;
- 3) в интервале температур +200...+400°С формируется широкий максимум ВТ, представляющий собой совокупность релаксационных максимумов, обусловленных взаимодействием атомов основных компонентов сплава (Ti, Zr, Nb) с атомами кислорода;
- 4) начиная с температур +420...+440°С в литом образце обнаружено значительное повышение уровня ВТ и начало формирования зернограничного пика, в то время как на порошковых пористых образцах признаки зернограничного максимума не проявляются вплоть до +550...+600°С, что может быть связано с большим количеством примесей внедрения в порошковом сплаве и усилении взаимодействия примесей с границами зерен.

Наиболее существенные отличия в температурных спектрах внутреннего трения литого и порошкового сплава касаются двух неупругих эффектов – зернограничного максимума и пика, наблюдаемого в высокопористых образцах.

*Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/>) и Комитета Тульской области по науке и инноватике.*

## Содержание

	Стр.
Зуев Л.Б. НЕРАВНОВЕСНАЯ ФИЗИКА ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ	3
Гуткин М.Ю., Мордасова Е.А., Колесникова А.Л., Романов А.Е. НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ И ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ИХ РЕЛАКСАЦИИ В ТРУБЧАТЫХ ВКЛЮЧЕНИЯХ КОНЕЧНОЙ ДЛИНЫ	4
Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Гусакова С.В., Ломач М.С., Рубаник В.В.мл., Wenjing W. , Yaohua Y. , Задорожный В.С. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ В ПРОЦЕССАХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	5
Валиев Р.З. ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЙ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ СРЕДАХ	6
Хон Ю.А. ДЕФОРМАЦИЯ ХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ: ОТ УПРУГОСТИ ДО РАЗРУШЕНИЯ	7
Мещеряков Ю.И., Коновалов Г.В., Жигачева Н.И., Диваков А.К. МЕЗО-МАКРО ЭНЕРГООБМЕН В УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССАХ	8
Минин М.Г. ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	9
Орлова Т.С., Мавлютов А.М., Садыков Д.И., Мурашкин М.Ю., Скиба Н.В., Гуткин Ю. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ЭФФЕКТЫ ПЛАСТИФИКАЦИИ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ	10
Волков А.Ю., Новикова О.С., Волкова Е.Г., Подгорбунская П.О., Комкова Д.А., Гаврилова А.А., Згибнев Д.А. КИНЕТИКА АТОМНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В ЗОЛОТО-МЕДНЫХ СПЛАВАХ ВБЛИЗИ СТЕХИОМЕТРИИ Cu-50at.%Au	11
Лексовский А.М., Баскин Б.Л., Ржевкин В.Р., Атрошенко С.А., Якушев П.Н., Азимов Ш.Ш. ФОРМИРОВАНИЕ ДИССИПАТИВНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПО ДАННЫМ ЛИНЕЙНОЙ ЛОКАЦИИ И СПЕКТРА МОЩНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ НА 4-х МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ	12
Астафурова Е.Г., Реунова К.С., Загибалова Е.А., Астафуров С.В. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АЗОТОМ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ CoCrFeMnNi И CoFeMnNi	13
Ушанова Э.А., Рыбин В.В., Золоторевский Н.Ю. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ РАЗОРИЕНТИРОВОК НА ГРАНИЦАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ.	14
Найденкин Е.В., Раточка И.В., Мишин И.П. Лыкова О.Н. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВЫХ ИСПЫТАНИЯХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22	15
Галиева Э.В., Классман Е.Ю., Валитов В.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ СПЛАВОВ ЭК79 И ЭП975 С МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	16
Беликова Ю. А., Зисман А. А., Петров С. Н., Анисимов Д. М. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ЗАКАЛКЕ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ	17
Шаяхметова Э.Р., Мухаметгалина А.А., Мурзинова М.А., Назаров А.А. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ НИКЕЛЯ	18
Пырин Д.В., Жилияков А.Ю. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА INCONEL 718, ИЗГОТОВЛЕННОГО ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СПЛАВЛЕНИЯ	19
Болотников А.И., Иванов И.А., Юдин А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНОГО МЕТОДА, ПОСРЕДСТВОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ЦИФРОВОЙ КОРРЕЛЯЦИИ ИЗОБРАЖЕНИЙ	20
Садыков Д.И., Орлова Т.С., Кириленко Д.А., Лихачев А.И., Левин А.А. РОЛЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПРОЯВЛЕНИИ ЭФФЕКТА УВЕЛИЧЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ ДЕФОРМАЦИЕЙ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ Al	21

**LXVI Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»**

Гудкина Ж.В., Гуткин М.Ю., Красницкий С.А. НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ ОТ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ДИЛАТАЦИОННОГО ВКЛЮЧЕНИЯ КОЛЬЦЕВОГО СЕЧЕНИЯ	22
Базалева К.О., Цветкова Е.В., Балакирев Э.В. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОГО СПЛАВА 03X17N14M3, ФОРМИРУЕМОЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ	23
Атрошенко С.А., Герашенков Д.А., Кузнецов А.В., Савенков Г.Г. ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ 20 ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ	24
Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Чевская О.Н., Матросов М.Ю. ДЕФОРМАЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ	25
Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Спиридонова К.В., Линник В.В., Ким А.В., Москвичев Е.Н., Каманцев И.С., Кузнецов А.В., Сухова М.И., Чернов В.М. ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВОЙ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	26
Петров Д.А., Гуткин М.Ю., Колесникова А.Л., Романов А.Е. КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ПРЯМОЛИНЕЙНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В КОМПОЗИТНЫХ НАНОЧАСТИЦАХ	27
Понкратова Ю.Ю., Базалева К.О. ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ 12%-НЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ	28
Майсурадзе М.В., Куклина А.А. ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ D6AC НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	29
Панфилов П.Е., Коровин Р.Д., Меженев М.Е., Кабанова А.В., Зайцев Д.В. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА БИОКОМПОЗИТА (СКОРЛУПЫ ПТИЧЬИХ ЯИЦ) И МАТЕРИАЛОВ НА ЕЁ ОСНОВЕ	30
Волкова Е.Г., Волков А.Ю., Валиуллин А.И., Пилюгин В.П., Толмачев Т.П. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Al_2Pt$	31
Усманов Э.И., Савина Я.Н., Валиев Р.Р., Валиев Р.З., Панин А.В. ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ 3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6, ПОДВЕРГНУТОГО ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	32
Зимин Б.А., Ялыч Е.С. ДИСПЕРСИОННАЯ ФУНКЦИЯ И ПОГЛОЩЕНИЕ ВОЛН В ДИНАМИЧЕСКОЙ ЗАДАЧЕ С УЧЁТОМ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МАТЕРИАЛА	33
Белецкий Е.Н., Левин В.П., Демина Ю.А., Иванов И.А., Юдин А.В., Ботвина Л.Р. РАЗВИТИЕ МАЛЫХ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ОБРАЗЦАХ ИЗ СТАЛИ АМ 316L, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ	34
Синев И.О., Белецкий Е.Н., Иванов И.А., Юдин А.В., Ботвина Л.Р. КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	35
Гурьянов А. М., Касимцев А. В., Юдин С. Н., Володько С. С. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПАКТНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Cr_2Ta$	36
Назарова В.В., Майсурадзе М.В., Куклина А.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С БЕЙНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ	37
Алимов И.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО ПОРОШКОВОГО СПЛАВА $Ti-18Zr-15Nb$ ПОСЛЕ СПЕКАНИЯ И ТМО	38
Главатских М.В., Горлов Л.Е., Поздняков А.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ $Al-4Zn-4Mg-4Cu-Zr-Y(Er)$	39
Хантулева Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСКОПИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	40

**LXVI Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»**

Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	41
Андреев В.А., Белоусов Н.Н., Хаймович П.А., Сундеев Р.В., Киселев А.Ю., Вьюненко Ю.Н. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА	42
Чуракова А.А., Исакова Э.И., Лакаткина А.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОКРАТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И РЕЛАКСАЦИОННОГО ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	43
Столяров В.В. ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА	44
Зайцев Д.В., Куклина А.А., Меженев М.Е., Панфилов П.Е. СВОЙСТВА ДЕНТИНА ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА У ПОЖИЛОЙ ВОЗРАСТНОЙ ГРУППЫ	45
Андреев В.А., Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Юсупов В.С., Рогачев С.О., Будников А.С. ОЦЕНКА ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ И ВЕРОЯТНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМАХ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	46
Кочанов А.Н., Бунин И.Ж. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕОМАТЕРИАЛОВ	47
Рыбальченко О.В., Анасимова Н.Ю., Мартыненко Н.С., Рыбальченко Г.В., Лукьянова Е.А., Табачкова Н.Ю., Щетинин И.В., Рааб А.Г., Киселевский М.В., Добаткин С.В. СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ Fe–Mn СПЛАВОВ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	48
Гусев А.Д., Маркова Г.В. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И КОРРОЗИОННЫХ ФАКТОРОВ НА ДИСПЕРСИЮ ТВЕРДОСТИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ	49
Подгорбунская П.О., Антонова О.В., Новикова О.С., Гаврилова А.А., Згибнев Д.А., Волков А.Ю. АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ УПОРЯДОЧЕННОГО СПЛАВА Cu–56ат.%Au	50
Никоненко А.В. ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ НА ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ СПЛАВА VT1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ	51
Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Исламгалиев Р.К., Абдрахманова Э.Д., Худододова Г.Д. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ	52
Пермякова Д.В., Маркова Г.В. УПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННОГО ПОРОШКОВОГО СПЛАВА Ti–18Zr–15Nb С РАЗНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ	53
Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Спиридонова К.В., Линник В.В., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181	54
Волков А.Е., Черняева Е.В. О ФРАКТАЛЬНОСТИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО-МАРГАНЕЦ	55
Тагильцев А.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiTiHf	56
Коновалов Г.В. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ УДАРНО-ВОЛНОВОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА 1565 ПРИ ПЛОСКОМ СОУДАРЕНИИ И ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПРОНИКАНИИ	57
Мартыненко Н.С., Анасимова Н.Ю., Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Шинкарева М.В., Лукьянова Е.А., Горбенко А.Д., Рааб А.Г., Киселевский М.В., Добаткин С.В. ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ СПЛАВОВ Zn–1%Mg И Zn–1%Mg–0,1%Dy	58

**LXVI Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»**

Беляев С.П., Реснина Н.Н., Сибирев А.В., Поникарова И.В., Бикбаев Р.М., Иванов А.М., Ребров Т.В., Стародубова М.С., Кальницкая М.В., Березовская С.В., Андреев В.А., Базлов А.И. ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	59
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Еникеев Н.А., Пигалева И.Н., Абрамова М.М. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	60
Белошапка В.Я. СТРУКТУРА И ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ В Ni	61
Козьминская О.В., Кухарева А.С. ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СЛОЯ С ВКЛЮЧЕНИЕМ В ЗОНЕ КОНТАКТА МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	62
Стародубова М.С., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРАВЛЕНИЯ КОЛЕБАНИЯМИ КРУТИЛЬНОГО МАЯТНИКА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПОСРЕДСТВОМ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ	63
Ливанова Н.О., Филиппов Г.А. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ НА СКЛОННОСТЬ К ЗАМЕДЛЕННОМУ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ	64
Илюхин Д.С., Филиппов Г.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ КОЛЕСНЫХ СТАЛЕЙ ПЕРСПЕКТИВНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ДЛЯ ПАС-САЖИРСКИХ ВАГОНОВ	65
Маргынченко Н.С., Темралиева Д.Р., Анисимова Н.Ю., Рыбальченко О.В., Шинкарева М.В., Лукьянова Е.А., Горбенко А.Д., Юсупов В.С., Киселевский М.В., Добаткин С.В. СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И БИОДЕГРАДАЦИЯ СПЛАВОВ Zn-1%Mg-0,1%Mn И Zn-1%Mg-0,1%Dy ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ	66
Дроботько В.Ф., Мясникова Л.П., Макмак И.М., Марихин В.А., Бойко Ю.М., Ткаченко В.М. ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПАКТИРОВАННЫХ ПЛЕНОК ИЗ ПОРОШКОВ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА.	67
Пенкин А.Г., Банных И.О., Минина Н.А., Теплов А.О. АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРИП-СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ С РАЗЛИЧНЫМ СООТНОШЕНИЕМ ФАЗ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ И АУСТЕНИТА	68
Бойко Ю.М. ФЕНОМЕН САМОСЦЕПЛЕНИЯ ВИТРИФИЦИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ: СТАТИСТИКА ЭВОЛЮЦИИ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ	69
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Андреев В.А., Поникарова И.В. РАСЧЕТ ДИСТОРСИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДЕЛЕЙ ЖЕСТКИХ И МЯГКИХ ШАРОВ	70
Коржов В. П., Кийко В. М., Строганова Т. С. О ЖАРОПРОЧНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТАХ ИЗ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА С ЖАРОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ ХРОМА С АЛМАЗАМИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМИ ФАЗАМИ SiC, (Mo,W)C, (Mo,W) <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> C И (Mo,W) <sub>5</sub> Si <sub>2</sub>	71
Атрошенко С.А., Смирнов В.И. МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ С ВНУТРЕННИМИ ТРЕЩИНАМИ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ	72
Мухаметгалина А.А., Шаяхметова Э.Р., Мурзинова М.А., Саркеева А.А., Задорожный В.С., Назаров А.А. ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЛИСТОВ МЕДИ НА КАЧЕСТВО СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ	73
Микаелян К.Н., Гуткин М.Ю., Шейнерман А.Г. МИКРОМЕХАНИКА УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОГРАФЕНОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ	74
Иванов А.М., Ребров Т.В., Стародубова М.С., Кальницкая М.В., Березовская С.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Андреев В.А. ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Ti <sub>49-2x</sub> Hf <sub>x</sub> Zr <sub>x</sub> Ni <sub>51-2x</sub> Cu <sub>x</sub> Co <sub>x</sub>	75
Валиев Р.Р., Савина Я.Н. КОМБИНИРОВАННЫЙ ПОДХОД К ПОВЫШЕНИЮ ЭРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ АВИАДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ	76

**LXVI Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»**

Савина Я.Н., Валиев Р.Р. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ	77
Яковцева О.А., Мочуговский А.Г., Михайловская А.В. МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg	78
Беляев Ф.С., Волков А.Е., Вуколов Е.А., Ребров Т.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЯ ВНУТРЕННИХ ГРАНИЦ НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	79
Жапова Д. Ю., Лотков А. И., Гришков В. Н., Гусаренко А. А., Бобров Д.И. О РЕАЛЬНОМ (УСЛОВНОМ) ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ В ДВОЙНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ TiNi	80
Классман Е.Ю., Галиева Э.В, Валитов В.А. СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79 СО СМЕШАННОЙ УМЗ СТРУКТУРОЙ	81
Молоканов В.В., Палий Н.А., Каплан М.А., Крутилин А.В., Алпатов А.А. ЭФФЕКТ СВЕРХУПРУГОСТИ В СТРУКТУРНО-УПРОЧНЕННОМ Co-СПЛАВЕ	82
Бикбаев Р.М., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Базлов А.И., Ребров Т.В., Кальницкая М.В., Березовская С.В., Стародубова М.С. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ДОБАВОЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ $Ti_{51-2x}Hf_xZr_xNi_{49-2x}Cu_xCo_x$	83
Котов А.Д., Постникова М.Н., Михайловская А.В. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ Mo НА МИКРОСТРУКТУРУ, СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti-4Al-3Mo-1V-1Fe-1Ni	84
Абрамова А.В, Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. МИКРОСТРУКТУРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-Zr	85
Башков О.В., Суртаева К.Р., Божоев И.Ч., Башкова Т.И., Бао Ф. ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 45	86
Зайнуллина Л.И., Александров И.В. ВЛИЯНИЕ ЭДУ НА ВКЛАД СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ В МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДНЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИПД	87
Малашенко В.В., Малашенко Т.И. ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ НА НЕУПРУГИЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	88
Пермякова Д.В., Маркова Г.В. АНАЛИЗ НЕУПРУГИХ ЭФФЕКТОВ В ПОРОШКОВОМ ПОРИСТОМ СПЛАВЕ Ti-18Zr-15Nb	89