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

XXV ПЕТЕРБУРГСКИЕ ЧТЕНИЯ ПО ПРОБЛЕМАМ ПРОЧНОСТИ, ПОСВЯЩЕННЫЕ 95-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ В. А. ЛИХАЧЕВА И 80-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ А. М. ГЛЕЗЕРА

21–23 АПРЕЛЯ 2026 Г., Г. САНКТ-ПЕТЕРБУРГ, РОССИЯ





материалы конференции

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

XXV ПЕТЕРБУРГСКИЕ ЧТЕНИЯ ПО ПРОБЛЕМАМ ПРОЧНОСТИ, ПОСВЯЩЕННЫЕ 95-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ В. А. ЛИХАЧЕВА И 80-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ А. М. ГЛЕЗЕРА

21–23 АПРЕЛЯ 2026 Г., Г. САНКТ-ПЕТЕРБУРГ, РОССИЯ

Материалы конференции

ЗНАНИЕ-М
ИЗДАТЕЛЬСТВО

Новокузнецк
2026

УДК 539.4:620.1(063)
ББК 30.3я431
П29

Рецензенты:

Беляев С. П. – доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник кафедры теории упругости им. Н. Ф. Морозова Санкт-Петербургского государственного университета;

Сибирев А. В. – доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник кафедры теории упругости им. Н. Ф. Морозова Санкт-Петербургского государственного университета.

П29 XXV Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 95-летию со дня рождения В. А. Лихачева и 80-летию со дня рождения А. М. Глезера, 21–23 апреля 2026 г., г. Санкт-Петербург, Россия : [Электронный ресурс] : материалы конференции / Санкт-Петербургский государственный университет, Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов, ООО «Альфа Технологии». – Текстовое (символьное) электронное издание. – Новокузнецк : Издательство «Знание-М», 2026. – 1 электрон. опт. диск (CD-R). – Сист. требования: IBM PC, любой, более 1 GHz ; 512 Мб RAM ; 10 Мб HDD ; MS Windows XP и выше ; CD/DVD-ROM дисковод, мышь ; Adobe Reader 8.0 и выше. – 172 с.

ISBN 978-5-00255-551-2
DOI 10.38006/00255-551-2.2026.1.172

В сборник включены материалы докладов XXV Петербургских чтений по проблемам прочности, посвященных 95-летию со дня рождения В. А. Лихачева и 80-летию со дня рождения А. М. Глезера, проходивших 21–23 апреля 2026 г. в Санкт-Петербурге.

Представлены результаты теоретических, экспериментальных и численных исследований в области физики прочности, пластичности, деформирования и разрушения материалов. Рассматриваются вопросы формирования структуры и механических свойств металлов и сплавов, ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов, керамик, полимерных и композиционных материалов, а также материалов, полученных методами аддитивных технологий и интенсивной пластической деформации. Особое внимание уделено механизмам упрочнения, дефектной структуре, фазовым превращениям, усталости, ползучести, трещиностойкости и современным методам исследования физико-механических свойств материалов.

Сборник предназначен для научных работников, преподавателей, аспирантов, студентов технических и естественно-научных направлений, а также специалистов в области материаловедения, механики деформируемого твердого тела и физики прочности.

УДК 539.4:620.1(063)
ББК 30.3я431

ISBN 978-5-00255-551-2

© Авторы, 2026
© Знание-М, 2026

Компания NEWTONS — группа специалистов и Ваш надёжный партнёр.

ООО «НЬЮТОНС» является производителем испытательного и аналитического оборудования, комплексных решений для проведения физико-механических испытаний и структурного анализа материалов и компонентов.





Электронные микроскопы:

- **просвечивающие** NT-120F;
- **двухлучевые системы** DB-500;
- **сканирующие** - от простых (NT2000/NT3200) до универсальных (NT4000) и уникальных (NT5000, NT5000X).

Оптические микроскопы:

- инвертированные;
- инспекционные;
- поляризационные;
- прямые;
- стереоскопические
- цифровые















Сервогидравлические машины для испытания материалов:

- испытания на малоцикловую (LCF) и многоцикловую (HCF) усталость
- исследования механики разрушения (K1C, CTOD, J-интеграл)
- растяжение, сжатие, изгиб и др.

Подготовка проб для оптической и электронной микроскопии

- установки ионного травления;
- станки для прецизионной резки, шлифования и полирования;
- сушка в критической точке;
- установки для напыления покрытий.



+7 (495) 198-78-58
г. Москва, 2-й Южнопортовый проезд,
дом 18, строение 8, этаж 3

+7 (343) 220-83-56 (доп. 7013)
г. Екатеринбург, ул. Белинского,
дом 9, этаж 1

info@new-tons.ru

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА И МЕХАНИЗМЫ ОСОБО ПРОЧНЫХ СОСТОЯНИЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Р.З. Валиев, Э.И. Усманов, Р.Р. Валиев
Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
ruslan.valiev@ugatu.su

Ультрамелкозернистые (УМЗ) металлические материалы, полученные интенсивной пластической деформацией (ИПД), типично проявляют очень высокие прочностные свойства, значения которых значительно выше, чем предсказывает известное соотношение Холла-Петча. Наши исследования показывают, что причиной этого является то, что ИПД не только формирует УМЗ структуру, но и приводит к образованию других наноструктурных особенностей – дислокационных субструктур, нанодвойников, наноразмерных выделений вторых фаз, которые вносят дополнительный вклад в упрочнение. При этом проведенный недавно анализ механизмов упрочнения свидетельствует, что важный вклад в упрочнение вносят также структура и состояние границ зерен – их неравновесность, наличие зернограничных сегрегаций. Такие данные, полученные прецизионными методами высокоразрешающей электронной микроскопии и 3D атомной томографии, позволили количественно оценить морфологию и химический состав сегрегаций на границах зерен на ряде сплавов с УМЗ структурой и связать их с тонкой структурой границ. На основе полученных результатов обсуждаются подходы достижения в металлических материалах сверхвысокой прочности, используя методы ИПД обработки, которые продемонстрированы на ряде легких сплавов (Mg, Al, Ti), а также сталей.

Доклад представлен в рамках научно-исследовательского проекта РНФ № 22-19-00445-П, https://rscf.ru/project/22-19-00445/.

ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА НЕУПРУГИЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк, Россия
malashenko@donfti.ru

Формирование механических свойств твердых тел в значительной степени определяется зарождением и движением дислокаций, также их взаимодействием с другими структурными дефектами кристалла. Если кинетическая энергия движущейся дислокации превосходит высоту потенциальных барьеров, создаваемых дефектами, взаимодействие дислокации с такими дефектами становится динамическим: его характер зависит от скорости дислокационного скольжения. Если скорость движения дислокации меньше некоторого критического значения, определяемого концентрацией дефектов, их взаимодействие с дислокацией имеет коллективный характер, если скорость выше критической, это взаимодействие приобретает характер независимых столкновений. Зависимость силы торможения дислокации от скорости скольжения, концентрации дефектов и их мощности существенно отличается в этих двух областях. Соответственно различной будет и зависимость механических свойств материалов. Коллективные динамические эффекты играют существенную роль при высокоэнергетических внешних воздействиях, низкотемпературной деформации, в экспериментах по внутреннему трению. Анализировать влияние этих эффектов на механические свойства материалов позволяет развитая нами теория динамического взаимодействия дефектов (ДВД). Она даёт возможность в рамках единого подхода объяснить широкий круг экспериментальных данных по высокоскоростной деформации металлов и сплавов, сформулировать критерии возникновения экстремумов на зависимостях механических свойств, предсказать новые динамические эффекты (ориентационный эффект динамического торможения дислокаций круговыми дислокационными петлями, эффект сухого трения в состаренных сплавах, эффект блокировки динамического торможения дислокаций в приповерхностном слое, зависимость динамического торможения от типа дислокаций). Весьма полезной теория ДВД может быть при исследовании амплитудно-независимого внутреннего трения, поскольку она является модификацией струнной модели Гранато-Люкке и позволяет учитывать влияние различных внешних факторов на вид спектра дислокационных колебаний. В частности, она была применена для анализа внутреннего трения в металлах и сплавах, обладающих гигантской магнитострикцией, что позволило получить аналитическое выражение зависимости внутреннего трения как от упругих, так и от магнитных характеристик ферромагнитных материалов. Было проанализировано влияние постоянного магнитного поля на динамику дислокаций в низкотемпературной области и влияние давления при комнатных температурах. Показаны общие черты динамического поведения в следующих процессах: динамическое торможение дислокаций точечными дефектами, торможение дислокаций атмосферами Снука и Коттрелла в термофлуктуационной области, торможение дислокаций магнонами, торможение 180-градусной доменной стенки точечными магнитными дефектами, работа туннельного диода и эффект Ганна, заряд ионистора. Показаны общие черты возникновения динамической неустойчивости при торможении дислокаций точечными дефектами, в эффекте Ганна и эффекте Портевена-Ле-Шателье.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭНТРОПИЙНЫХ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ ДЛЯ АНАЛИЗА СТРУКТУРНОЙ УПОРЯДОЧЕННОСТИ, СКЛОННОСТИ К РЕЛАКСАЦИИ И СТЕКЛООБРАЗУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКОЛ И ИХ РАСПЛАВОВ

А.С. Макаров[1], Н.П. Кобелев[2], В.А. Хоник[1]
[1]Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, РФ
[2]Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, РФ
v.a.khonik@yandex.ru

Использование термодинамических функций, в том числе энтропии, для анализа свойств переохлажденных расплавов было начато в конце 90-х годов прошлого века. При этом, как правило, вычислялись избыточные термодинамические функции переохлажденного расплава по отношению к материнскому кристаллу. Анализ свойств собственно стекла при этом выпадал из рассмотрения. Недавно нами был предложен метод расчета термодинамических функций стекла по отношению к материнскому кристаллу (Makarov *et al*. J. Phys. Cond. Matter 33 (2021) 435701). Метод основан на калориметрических исследованиях стекла (при температурах от комнатной до полной кристаллизации) и кристалла. Избыточная энтропия стекла по отношению к кристаллу при этом определяется как $\Delta S(T) = \frac{1}{\dot{T}} \int_T^{T_{cr}} \frac{\Delta W(T)}{T} dT$, где $\Delta W(T) = W_{gl}(T) - W_{cr}(T)$, где $W_{gl}(T)$ и $W_{cr(T)}$ – тепловые потоки от образца в состоянии стекла и после полной кристаллизации при $T = T_{cr}$, соответственно, $\dot{T}$ – скорость нагрева.

Этот алгоритм был реализован для вычисления температурных зависимостей избыточной энтропии ΔS для примерно 40 металлических стекол (МС) в различных состояниях. При этом были получены следующие основные результаты.

- Избыточная энтропия ΔS является весьма чувствительной характеристикой структурного состояния МС. Чувствительность ΔS к термообработке стекла значительно выше, чем чувствительность как прямых структурных методов, так и косвенных оценок релаксации структуры на основе изменений физических свойств.
- Избыточная энтропия является также чувствительной характеристикой релаксации физических свойств МС. Чем выше ΔS, тем в большей степени проявляются релаксационные явления. В частности, степень релаксации напряжений в состоянии переохлажденной жидкости (вблизи температуры стеклования) растет с ростом ΔS, тогда как сдвиговая вязкость снижается. Установлена связь кинетической фрагильности с избыточной энтропией.
- Можно ввести безразмерный энтропийный параметр структурного беспорядка, характеризующий изменения структуры МС в различных температурных интервалах. Этот параметр можно использовать для оценки изменений структурного порядка в результате термообработки, а также сравнения упорядочения как различных МС, так и стекол различных классов (в частности, халькогенидных стекол).
- Имеется ярко выраженная корреляция энтропийного параметра порядка со стеклообразующей способностью переохлаждённых материнских расплавов.
- Так называемые «высокоэнтропийные» МС (т.е. стекла с большой энтропией смешения) на самом деле являются стеклами с низкой избыточной энтропией и, соответственно, с низкой релаксационной способностью.

Работа поддержана РНФ в рамках проекта № 23-12-00162.

МЕХАНИКА ЗАКРИТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И НЕЛОКАЛЬНАЯ ТЕОРИЯ ПРОЧНОСТИ

В.Э. Вильдеман
ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», г. Пермь, Россия
wildemann@pstu.ru

Закритическая стадия деформирования непосредственно предшествует моменту разрушения, характеризуется снижением сопротивления материала (разупрочнением), проявляющемся в уменьшении напряжений при прогрессирующих деформациях. Физические причины разупрочнения различных материалов могут существенно отличаться, но, как правило, связаны с возникновением и развитием систем дефектов, разрушением структурных элементов. В этом смысле полные диаграммы деформирования, содержащие ниспадающие ветви, несут интегральную информацию о закономерностях накопления повреждений и формирования условий макроразрушения.

Полученные аналитические и численные решения задач демонстрируют закономерности механического поведения материалов и простейших элементов конструкций на закритической стадии деформирования, а также особенности формирования условий динамического разрушения. Решения краевых задач иллюстрируют возможности реализации резервов несущей способности и повышения живучести конструкций при обеспечении условий устойчивого закритического деформирования.

Теория закритического деформирования естественным образом приводит к пересмотру концепции предельного (соответствующего переходу от равновесного процесса накопления дефектов к динамическому, лавинообразному) состояния. С позиций рассматриваемой теории момент макроразрушения рассматривается как момент потери устойчивости процесса неупругого деформирования. Условия макроразрушения, формирующиеся на закритической стадии деформирования, в отличие от традиционных представлений, не являются однозначно связанными с напряженным состоянием в точке деформируемого тела. Ключевую роль в переходе от стадии равновесного накопления повреждений к неравновесной, лавинообразной, стадии разрушения кроме свойств материала играет нагружающая система.

Разработанные положения математической теории закритического деформирования и нелокальной теории прочности основываются на доказательствах основных теорем механики деформируемого твердого тела с учетом разупрочнения материала и свойств нагружающих систем.

Продемонстрированы естественные аналогии между механикой разрушения, точнее, механикой трещин, явным образом описывающей поведение тел с макротрещинами, и механикой закритического деформирования, базирующейся на феноменологическом описании тел с повреждениями, приводящими к разупрочнению в локальных зонах, на основе анализа устойчивости процесса неупругого деформирования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-19-00765-П) в Пермском национальном исследовательском политехническом университете.

РЕШЁТЧАТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ 3D-ПЕЧАТЬЮ, ДЛЯ БИОАКТИВНЫХ ИМПЛАНТАТОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ОНКООРТОПЕДИИ

Н.А. Еникеев[1], А.А. Рыжкин[1], А.В. Капустин[1], С.А. Гатина[1], К.М. Новрузов[2], Н.Ю. Анисимова[2], Д.В. Гаранин[3], Е.А. Корнюшенков[3], М.В. Киселевский[2]

[1]Лаборатория металлов и сплавов при экстремальных воздействиях, Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия

[2]«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, г. Москва, Россия

[3]Ветеринарный онкологический научный центр, г. Москва, Россия

nariman.enikeev@gmail.com

Титан и ряд его сплавов широко используются для изготовления постоянных ортопедических имплантатов, применение которых особенно актуально при возмещении поражённых опухолью участков костной ткани. Прогресс в развитии методов аддитивного производства открывает новые возможности по разработке персонализированных имплантируемых систем сложной формы. Многообещающим здесь является создание пористых имплантатов на основе решётчатых структур с сообщающимися порами различной конфигурации. В рамках данного исследования образцы пористых скаффолдов с различными размерами и геометрией пор были получены методом селективного лазерного сплавления из порошка биосовместимого титанового сплава ВТ6. Установлено, что регулирование размера и топологии форм позволяет понизить упругий модуль пористой конструкции до диапазона значений, соответствующего различным костным тканям, сохраняя при этом достаточный уровень прочности. Наличие внутренних полостей позволяет нагружать напечатанную конструкцию клетками или препаратами, снижающими риск развития послеоперационных осложнений. По итогам работы разработан и распечатан прототип реалистичного индивидуального пористого имплантата для сегментарного замещения фрагмента лучевой кости на основе данных компьютерной томографии. Предложенный подход по проектированию, моделированию и оценке биомеханических свойств решётчатых структур, полученных аддитивной печатью, является перспективным для разработки биоактивных персонализированных ортопедических имплантатов, нагруженных антимикробным или противоопухолевым препаратом.

Исследование проведено при поддержке гранта РНФ #23-69-10003.

ФОРМИРОВАНИЕ КРЕМНИЕВЫХ НАНОСЛОЕВ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН ZrO_2 КАК СПОСОБ ПРЕПЯТСТВИЯ ЗАРОЖДЕНИЮ ТРЕЩИН В ATZ КЕРАМИКАХ

А.А. Дмитриевский[1], Б.А. Кульницкий[2,3], Н.Ю. Ефремова[1], П.Н. Овчинников[1], М.А. Желтов[1], В.В. Родаев[1], Н.А. Ланюгов[1], К.С. Дунаев[1], А.А. Нефедова[1]

[1]Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия

[2]Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет), г. Долгопрудный, Россия

[3]Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», г.Троицк, Россия

aadmitr@yandex.ru

Циркониевая керамика и композиты на ее основе широко используются практически во всех отраслях промышленности и в медицине благодаря уникальному сочетанию превосходных механических и триботехнических свойств, термической и химической стойкости, а также биосовместимости и остеокондуктивности. Известно, что добавка SiO_2 (2÷5 мол.%) к циркониевой керамике, упрочненной оксидом алюминия (ATZ), обеспечивает комплексное улучшение механических свойств: увеличение пределов прочности на растяжение и на сжатие почти на 20 % и 25 % соответственно, вязкости разрушения почти на 75 %, а также появление трансформационно-индуцированной пластичности при одноосном сжатии.

В данной работе проведены электронно-микроскопические исследования наноструктурных особенностей кремнийсодержащей ATZS керамики, а также поверхностей скола ATZ и ATZS керамик. Методом просвечивающей электронной микроскопии показано, что кремний образует на границах зерен ZrO_2 двойные (кристаллические и аморфные) слои толщиной до 10 нм. В специальной серии измерений было показано, что в качестве специальной добавки, обеспечивающей трансформационно-индуцированную пластичность ATZ керамике, целесообразно использовать не SiO_2, а Si. Отсутствие кислорода в используемой добавке обеспечивает дополнительное увеличение предела прочности на сжатие и предельной деформации.

Методом сканирующей электронной микроскопии высокого разрешения детально исследованы поверхности ATZ и ATZS керамик, разрушенных в идентичных условиях (одноосное сжатие при комнатной температуре). Показано, что наличие кремниевых нанослоев на зернах ZrO_2 не ухудшает высокой степени их межзеренного взаимодействия, о чем свидетельствуют многочисленные следы транскристаллического разрушения ZrO_2. В пластически деформированной, но неразрушенной ATZS керамике не обнаружены микротрещины. Полученные результаты позволили заключить, что кремниевые нанослои обеспечивают дополнительный механизм упрочнения, связанный с повышением механо-индуцированной трансформируемости *t*-ZrO_2, компенсацией механических напряжений и препятствием зарождению новых трещин.

Работа выполнена с использованием оснащения ЦКП научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина при частичной поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания (Код темы: FEMG-2025-0008, Регистрационный номер: 125121014120-6).

ВЛИЯНИЕ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Р.В. Сундеев[1,2,3], А.В. Шалимова[1], А.М. Глезер[1], С.О. Рогачев[4], В.Е. Баженов[4]
[1]Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина, г. Москва, Россия
[2]МИРЭА – Российский технологический университет, г. Москва, Россия
[3]Институт электрофизики и электроэнергетики РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
[4]НИТУ МИСИС, Москва, Россия
sundeev55@yandex.ru

В критически важных отраслях промышленности требуются принципиально новые материалы с уникальным сочетанием свойств: высокой прочности и пластичности, износостойкости и коррозионной стойкости, магнитных характеристик и биосовместимости. Аморфно-нанокристаллические композиты – один из самых перспективных классов таких материалов. Аморфная фаза обеспечивает высокую прочность, коррозионную стойкость и магнитно-мягкие свойства, а кристаллическая фаза – возможность пластической деформации и подавление катастрофического разрушения. Одним из направлений получения гибридных аморфно-нанокристаллических композитов (наряду с методами контролируемой кристаллизации аморфных сплавов, механоактивации и др.) является консолидация свободно уложенных чередующихся аморфно-кристаллических слоев методом кручения под высоким давлением (КВД).

В работе гибридные композиты получали путем пакетной укладки образцов из сочетания аморфного и кристаллического сплава: двух кристаллических лент технически чистой меди Cu, между которыми размещалась аморфная лента из сплава $Fe_{75}B_{17}Si_8$. Консолидацию сконструированного композита проводили методом КВД при величине деформации соответствующей (n) 1/4, 1, 5, 10, 20 и 25 оборотам подвижной наковальни, скорость вращении 1 об./мин, при квазигидростатическом давлении 6 ГПа в плоских наковальнях. После окончания формирующей деформации образцы внешне выглядели консолидированными. В работе различными методами исследовали эволюцию структуры слоистого аморфно-кристаллического композита Cu/FeSiB/Cu, подвергнутого КВД. Выявлено, что под воздействием КВД происходит утонение медной составляющей композита. Скорости деформации слоев композита в ходе КВД сильно различаются вследствие их, существенно различных, механических свойств. Деформация всего образца переходит в турбулентную стадию. Из-за турбулентности деформации композита возникают напряжения на неровностях слоя твердой фазы, вследствие чего в слое аморфного сплава $Fe_{75}B_{17}Si_8$ возникают тонкие места – перемычки. Пластичные медные слои утоняются, а твердый аморфный слой $Fe_{75}B_{17}Si_8$, исходно прямоугольного сечения, становится «сигарообразным», и в нем образуются перемычки. В ходе нарастающей деформации происходит разрыв перемычек и измельчение аморфной фазы $Fe_{75}B_{17}Si_8$, а также перемешивание и распределение фрагментов твердой фазы вдоль образца. В результате, финальный материал представляет собой упрочненную медную матрицу с встроенными в нее, фрагментами твердой аморфной фазы $Fe_{75}B_{17}Si_8$.

Авторы выражают благодарность РНФ за финансовую поддержку (грант 25-22-00132).

АКСИОМАТИЧЕСКОЕ ПОСТРОЕНИЕ АВТОВОЛНОВОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

Л. Б. Зуев
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
lbz@ispms.ru

Развитие новых походов к проблеме пластичности твердых тел в настоящее время является настоятельной необходимостью, поскольку традиционные варианты описания и объяснения, основанные на теории дислокаций, не в состоянии справиться, в частности, с проблемами больших деформаций и, соответственно, больших плотностей дислокаций.

Развиваемый в течение длительного времени автоволновой подход к проблеме пластичности ставит во главу угла локализацию пластического течения, характерную, как показывает эксперимент, для всех стадий деформации материалов. Экспериментально установлено, что каждой стадии деформационного упрочнения соответствует вполне определенная автоволновая мода локализованной пластичности, а развитие автоволн починяется упругопластическому инварианту, связывающему характеристики автоволн с характеристиками упругих волн в деформируемой среде.

Выполненные в последние годы исследования развития локализованного пластического течения показали, что в настоящее время возникла возможность построить аксиоматический вариант автоволновой теории пластичности, положив в ее основу постулат: «пластическая деформация развивается макроскопически локализованным образом. Произведение размера области локализации λ на скорость ее движения V_{aw} связано с произведением межплоскостного расстояния χ на скорость поперечных упругих волн V_t соотношением

$$\left(\frac{h}{\lambda V_{aw}} - \frac{h}{\chi V_t} \right) = \alpha ,$$

в котором h – постоянная Планка, а α - атомная единица массы».

Показано, что из постулата строгим образом следуют теоремы (инварианты пластической деформации), первый из которых (упругопластический) имеет форму $\lambda V_{aw} / \chi V_t = \hat{Z} \approx 1/2$ и связывает характеристики локализованного пластического течения с характеристиками упругих волн, а второй (массовый) в форме $h/\alpha \left\langle \lambda V_{aw} \right\rangle^{-1} = \hat{M} \approx 2$ определяет возможность введения квазичастицы пластической деформации – автолокализона, соответствующего автоволне локализованной пластичности.

Выяснилось, что следствия, получаемые при анализе 1-го и 2-го инвариантов, количественно описывают основные закономерности деформационных свойств материалов и позволяют, например, оценить коэффициенты деформационного упрочнения на разных стадиях процесса и определить дисперсионные соотношения для них. Полученные результаты доказывают возможность построения автоволновой теории пластичности в аксиоматической форме.

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИФПМ СО РАН, проект № FWRW-2026-0006.

УПРУГИЕ МОДЕЛИ ГИБРИДНЫХ НАНОПРОВОЛОК С КВАНТОВЫМИ ДИСКАМИ И КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ

А.Л. Колесникова[1,2], Nguyen Van Tuyen[1,3], М.Ю. Гуткин[1,2], А.Е. Романов[1,4]
[1]Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
[3]Sao Do University, Chi Linh city, Hai Duong, Viet Nam
[4]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
m.y.gutkin@gmail.com

Кристаллические нанопроволоки (НП) занимают сегодня видное место в физике и технологии перспективных материалов. Благодаря своим уникальным физическим, химическим и механическим свойствам они разрабатываются для применения в современных приборах и устройствах с принципиально новыми функциональными характеристиками. Особое внимание привлекают гибридные полупроводниковые НП с включениями других материалов. Такими включениями могут быть квантовые диски (КД), которые занимают все поперечное сечение НП, и квантовые точки (КТ), со всех сторон окруженные материалом НП. Различия в кристаллических решетках НП и таких включений вызывают упругие деформации и напряжения несоответствия, которые ведут к существенному изменению физических свойств НП. Кроме того, эти деформации и напряжения могут релаксировать путем образования дефектов несоответствия, что ведет к деградации функциональных характеристик гибридных НП. Теоретическое описания напряжений несоответствия и механизмов их релаксации требует разработки упругих моделей КД и КТ в составе таких НП.

В докладе рассмотрен общий подход к расчету упругих полей КД и осесимметричных КТ в гибридных НП. Базисным элементом для построения решений для КД и КТ разной формы служит бесконечно тонкий дилатационный диск в упругом цилиндре. Для такого диска получены аналитические выражения для упругих полей и энергии. На их основе построены упругие модели КД и КТ в виде цилиндра конечной длины, конуса и усеченного шара. Найдена энергия парного упругого взаимодействия КД, и обнаружен неизвестный ранее эффект притяжения КД с дилатацией одного знака. Показано, что величина этого эффекта определяется отношением толщины взаимодействующих КД к радиусу НП. Подробно рассмотрены упругие поля и энергия цилиндрической КТ. Представлены также поля смещений, упругой дилатации и напряжений для КТ в виде конуса и полушария. Выявлены области экстремумов упругой дилатации вблизи поверхности НП. Продемонстрировано влияние упругих деформаций от КТ цилиндрической, конической и полусферической формы на ширину запрещенной зоны для полупроводниковой гибридной нанопроволоки с КТ разного состава. Полученные результаты служат основой для теоретического изучения различных релаксационных процессов в гибридных НП, например, за счет перераспределения и сегрегации примесей или путем образования дислокаций несоответствия.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках госзадания для ИПМаш РАН (НИР № 124041100008-5)..

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ РАВНОКАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

В.В. Рубаник
Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь
v.v.rubanik@tut.by

Среди многих недостатков РКУП основными являются неоднородность структуры образцов по сечению и большие деформационные усилия. Эти недостатки обусловлены силой трения между заготовкой и матрицей и различными траекториями перемещения слоев металла вдоль каналов матрицы.

Известно, что ультразвуковые колебания (УЗК) в процессе обработки металлов давлением приводят как к изменению силовых характеристик процесса, так и к изменению структуры и физико-механических свойств металлических материалов. Причем, чем больше колебательная скорость ультразвукового инструмента превышает скорость деформации металла в этом инструменте, тем в большей степени происходит снижение деформационного усилия. При этом максимальные структурные изменения в деформируемом материале происходит в узловых точках ультразвукового инструмента,т.е. там, где механические колебания в инструменте минимальные.

Таким образом, РКУП является идеальным процессом для ультразвукового воздействия с точки зрения снижения деформационных усилий и структурных изменений в деформированном металле т.к. скорость протяжки заготовки через пересекающиеся каналы невысокая, а усилия прессования велики.

В работе приведены результаты исследований по ультразвуковому РКУП металлических материалов: цинк, алюминиевый сплав А7, Mn-Cu, Fe-Mn, биметалл Cu-Ag.

На основании анализа результатов исследований влияния УЗК на процесс РКУП на примере алюминиевого сплава А7 можно сделать вывод, что разработанная конструкция пресса, в которой матрица выполняет роль волновода продольных УЗК обеспечивает непосредственный подвод ультразвуковой энергии в очаг пластической деформации и позволяет существенно в 1,5-4 раза снизить усилие прессования.

Применение УЗК интенсифицирует процесс пластического деформирования, приводя к более выраженному и качественному изменению структуры по сравнению с обычным РКУП. Ультразвуковые колебания не только приводят к более интенсивному измельчению зерен, но и формированию более равноосной (изометрической) зеренной структуры с измененной кристаллографической ориентацией. Наиболее значимым результатом является повышение однородности получаемой мелкозернистой структуры по сечению образца. Особенно это проявляется на участке после зоны пересечения каналов, где при использовании УЗК средний размер зерна для сплава А7 стабилизируется на уровне ~20 мкм по сечению образца (край, центр, промежуточная зона). Это свидетельствует о снижении неоднородности деформации и сил трения, характерных для РКУП. Эффект дополнительного измельчения зерен под действием ультразвука наблюдается на всех стадиях процесса РКУП: в зоне до пересечения каналов, непосредственно в зоне пересечения каналов (зона простого сдвига), в выходном канале.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ СПЛАВЕ $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$

Е.Г. Астафурова, Д. Астапов, С.В. Астафуров, Л.В. Данилова, А.В. Лучин
ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия
elena.g.astafurova@gmail.com

Изучены микроструктура и особенности проявления термоупругого ГЦК-ГПУ-ГЦК мартенситного превращения в многокомпонентных сплавах системы $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{100-y}Si_y$. Сплавы были получены методом индукционной плавки и подвергнуты термической и механической обработке: отжиг при температуре 1200°С (2 ч), горячая прокатка при 500°С (с обжатием 70%) и финальный отжиг при 1200°С (1 ч). После обработки все сплавы находились в аустенитном состоянии (ГЦК) и имели большой размер зерна (около 100 мкм). Характеристические температуры мартенситных превращений были определены по температурным зависимостям электросопротивления, а величины обратимой деформации в тестах на одноосное статическое растяжение (начальная скорость деформирования – 10^{-4} $с^{-1}$).

При комнатной температуре все гомогенизированные сплавы находились в аустенитной (ГЦК) фазе. По данным рентгеновской дифракции были вычислены постоянные их кристаллической решетки *a* и выявлено, что кремний слабо влияет на этот параметр: a = 3,5904±0,0001 Å в сплаве $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ и 3,5875±0,0013 Å в сплаве $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{95}Si_5$. При охлаждении и нагреве в интервале температур от 77К до 573К все сплавы испытывали соответственно прямое и обратное МП. Установлено, что легирование кремнием способствует снижению характеристических температур МП. Для базового сплава $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ они составляют M_s=253К, M_f=188К, A_s=433К A_f=454К, а температурный гистерезис превращения достаточно большой $\Delta T = A_f - M_s$ – ≈200К. С увеличением концентрации кремния температуры МП уменьшаются, а температурный гистерезис становится уже: M_s=183К, M_f<77К, A_s=282К A_f=309К для сплава $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{99}Si_1$, M_s=183К, M_f<77К, A_s=268К A_f=330К для сплава $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{97}Si_3$, M_s<77К для сплава $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{95}Si_5$. Таким образом показано, что легирование кремнием способствует уменьшению величины ΔТ по сравнению с базовым сплавом $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$.

Для измерения обратимой деформации (эффекта памяти формы, ЭПФ) образцы испытывали при температуре ниже M_s, разгружали и нагревали до температуры выше температуры обратного превращения (A_f). Установлено, что легирование кремнием способствует увеличению обратимой деформации. Так, в базовом сплаве ЭПФ составлял 2,7%, а в сплавах с кремнием он больше: 2,7%, 3,2% и 4,4% соответственно в сплавах $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{99}Si_1$, $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{97}Si_3$ и $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{95}Si_5$.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда № 25-19-00197, https://rscf.ru/project/25-19-00197/. Исследования проводились с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВОВ АЛТЭК С ДОБАВКОЙ МАГНИЯ (0,2-1,5%)

А.А. Левагина[1], С.В. Коновалов[1], Е.В. Арышенский[1], К.А. Малкин[2]
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[2]Самарский национальный исследовательский университет, Самара, Россия
konovalov@sibsiu.ru

В настоящее время, благодаря своим механическим и технологическим свойствам, алюминиевые сплавы являются одними из основных конструкционных материалов. Особый интерес представляют термостабильные сплавы АЛТЭК (Al-Cu-Mn, 2%≤Cu≤3%, 1%≤Mn≤2%), упрочняющей фазой в которых является фаза $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Механические свойства данных сплавов могут быть повышены, например, за счет легирования Mg.

Целью работы было исследование влияния магния (0,2%; 0,5%; 1,0%; 1,5%) на микроструктуру сплава 2Cu2Mn. Образцы толщиной 1 мм получали методом горячей и холодной прокатки, далее проводились экспериментальные отжиги (300..500С, 3 ч). Исследование зеренной структуры проводилось после отливки и поле горячей прокатки образцов. Для анализа кинетики фазовых превращений использовались методы СЭМ (литое состояние), ПЭМ (литое, 400°С, 500°С) и РСА (литое).

Анализ зеренной структуры показал, что добавка магния уменьшает величину зерна, однако дендритная структура сохраняется. После горячей прокатки зеренная структура деформированная, наблюдается рост объемной доли включений при повышении концентрации Mg.

В литом состоянии обнаружены фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ во всех сплавах (РСА, ПЭМ), Al_2Cu в сплавах 0%Mg, 0,2%Mg, 0,5%Mg (СЭМ), Al_6Mn во всех сплавах (СЭМ, РСА), Al_2CuMg в магнийсодержащих сплавах (СЭМ, ПЭМ).

Исследование литой микроструктуры методом ПЭМ показало, что увеличение содержание магния меняет механизм образования S-фазы: от внутризеренного до кристаллизации из расплава с формированием включений по границам зерен. При последующем нагреве под горячую прокатку S-фаза растворяется. Несмотря на небольшое укрупнение частиц $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в результате отжига (400°С), в структуре сплавов сохраняется деформированная структура, в которой начинается полигонизация. Более того, после высокотемпературного отжига (500°С) в отдельных сплавах (например, 0,2%Mg) субзерна имеют малый размер 300-600 нм, что также подтверждается высоким пределом прочности. Для данного сплава характеристика имеет значение 263 МПа, в то время как для сплава 0%Mg – 223 МПа.

Добавка Mg достаточно перспективна для сплавов АЛТЭК: двойное действие дисперсионного упрочнения и твердорастворного позволяет сохранить мелкозернистую структуру при 500°С, в то время как в базом сплаве при данной температуре происходит рекристаллизация. Однако в перспективе эффект от добавки магния можно увеличить, сократив длительность гомогенизации, приводящую к росту частиц $Al_{20}Cu_2Mn_3$.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00064, https://rscf.ru/project/24-19-00064/.

СВЯЗЬ СТРУКТУР МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК-МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С СУБСТРУКТУРАМИ НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРИМЕРЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni, Ni_3Ge, Ni_3Fe и Cu-Al

Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко
Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия
j_sol@mail.ru

Взаимосвязь структур мегапластической деформации ГЦК-металлов и сплавов с субструктурами начальных стадий деформации изучалась на примере набора монокристаллов модельных металлических материалов: чистого никеля (Ni), интерметаллида Ni_3Ge, упорядоченного сплава Ni_3Fe и сплавов Cu-12 ат.%Al, Cu-8 ат.%Al. Исследование направлено на установление преемственности (или наследования) структур при переходе к большим пластическим деформациям. Методы исследования включали механические испытания одноосным сжатием и кручением под высоким давлением, электронную микроскопию, синхротронную дифракцию и математическое моделирование дислокационной кинетики. При одноосном сжатии в монокристаллах Ni наблюдается характерная для чистых металлов последовательность субструктурных превращений. На начальных стадиях деформации формируется ячеистая дислокационная структура. С развитием деформации возникает микрополосовая субструктура. При деформациях, близких к 0,8 единиц истинной деформации, возникают фрагментированные субструктуры. В монокристаллах Ni_3Ge не наблюдаются субструктурные превращения вплоть до степеней деформации, соответствующих разрушению. На протяжении всей деформации структура представляет собой сетчатую однородную дислокационную структуру. Основным элементом которой являются длинные прямолинейные дислокации, вытянутые вдоль направлений типа <110> (барьеры Кира-Вильсдорфа). В монокристаллах сплавов Cu-12 ат.%Al и Cu-8 ат.%Al выявлена многостадийность кривой упрочнения, связанная с типами дислокационных субструктур, формирующимися в процессе деформации. Характерной особенностью данных сплавов является микродвойниковая субструктура на третьей стадии деформации. Получены диаграммы изменения долей субструктур в зависимости от степени деформации. Проведено сравнительное исследование формирования поликристаллического состояния при мегапластической деформации рассматриваемых металлических монокристаллов.

Показано, что финальная структура при переходе к мегапластическим деформациям зависит от предыстории субструктурных превращений. При этом подвижность и строение дислокаций влияют на особенности развития субструктур. Установление такой связи позволяет перейти от эмпирического поиска режимов интенсивной пластической деформации к наукоемкому проектированию материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (FEMN-2026-0003).

МАКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

В.А. Шереметьев, В.Д. Лезин, К.Е. Лукашевич, А.И. Творогов, Н.Ф. Востриков
НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия
sheremetyev@misis.ru

Активное развитие аддитивных технологий, в частности селективного лазерного плавления (СЛП), открывает возможности для создания индивидуальных ортопедических имплантатов из титановых сплавов с заданной пористой макроструктурой, обеспечивающей высокую биомеханическую совместимость с костной тканью человека. Применение сверхупругих биосовместимых сплавов Ti-Zr-Nb, в качестве основы для таких имплантатов представляет отдельный на научно-практический интерес. Относительно высокая прочность и низкий модуль упругости этих сплавов расширяют возможности для дизайна пористых конструкций, а сверхупругое механическое поведение может способствовать повышению функциональной усталостной долговечности в условиях циклических нагрузок.

В рамках настоящей работы с учетом требований к благоприятным условиям для остеоинтеграции были разработаны модели пористых материалов на основе полиэдров Вороного, ячеек ромбического додекаэдра и листового гироида. Цилиндрические образцы пористых материалов из сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат.%) и медицинского сплава Ti-6Al-4V были изготовлены методом СЛП с использованием режимов, разработанных для получения материалов с тонкими элементами конструкции. После изготовления образцы били очищены от порошкового материала, термически обработаны для снятия внутренних напряжений и срезаны с платформы. Макроструктуру пористых материалов изучали методом компьютерной микротомографии. Механическое поведение исследовали в условиях статических, малоцикловых и многоцикловых (усталостных) испытаний на сжатие.

Анализ кривых статического сжатия выявил наличие «двойной текучести» у пористых материалов из сплава Ti-Zr-Nb с конструкционной пористостью 68-77%. Это характеризуется измерениями условных фазового (на уровне 18–42 МПа) и дислокационного (на уровне 38–76 МПа) пределов текучести, величины которых монотонно возрастают с уменьшением конструкционной пористости. Модуль упругости этих материалов (0,8–1,5 ГПа) систематически ниже модуля упругости аналогичных материалов из сплава Ti-6Al-4V и близок к губчатой костной ткани. По результатам многоцикловых усталостных испытаний (при 5×10^6 циклов) установлена относительно высокая усталостная прочность пористых материалов из сплава Ti-Zr-Nb (7–35 МПа), при этом наибольшее сопротивление к усталостным нагрузкам продемонстрировала конструкция на основе листового гироида. Усталостная прочность пористых материалов из сплава Ti-Zr-Nb сопоставима по уровню с аналогичными пористыми материалами из сплава Ti-6Al-4V, что с учетом меньшей жесткости первых делает их перспективными для изготовления ортопедических имплантатов, функционирующих под нагрузкой.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-79-10299-П, https://rscf.ru/project/22-79-10299-П/.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АУКСЕТИЧНЫХ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

Б.А. Ярцев, Л.В. Паршина
ФГУП «Крыловский государственный научный центр», г. Санкт-Петербург, Россия
boris_yar@mail ru

Обсуждаются результаты исследования механических характеристик ауксетичных волокнистых композитных структур, обладающих неклассическими деформационно-прочностными характеристиками. Эксплуатация данных материалов в условиях стесненного деформирования позволяют повысить несущую способность фрикционных соединений, что делает их наиболее предпочтительными для применения в крепежных изделиях в качестве «интеллектуальных» фиксаторов, увеличивающих предельную нагрузку на соединение.

Рассматриваются композитные структуры, образованные совокупностью двух произвольно ориентированных групп однонаправленных слоев. Возникновение в таких структурах областей с отрицательными эффективными коэффициентами Пуассона в плоскости армирования и межслойных обусловлено различием уровней мембранно-сдвиговой связанности различно ориентированных слоев композита, компонуемых в единый пакет.

Для прогнозирования численных значений эффективных упругих, диссипативных и прочностных характеристик исследуемых материалов использовались методы и положения механики слоистых композитов, модель комплексных модулей, принцип упруго-вязкоупругого соответствия в линейной теории вязкоупругости и локальный критерий прочности Цая-Ву. Показано, что при некоторых величинах углов ориентации групп однонаправленных слоев эффективные коэффициенты Пуассона, как в плоскости армирования, так и межслойных принимают отрицательные значения. Определены границы областей отрицательных значений коэффициентов Пуассона и исследовано влияние этих областей на величины эффективных механических характеристик. Установлено, что области отрицательных значений эффективного коэффициента Пуассона в плоскости армирования совпадают с областями положительных значений эффективного межслойного коэффициента Пуассона. Отмечено, что области отрицательных значений эффективного коэффициента Пуассона в плоскости армирования возникают в случае расположения углов ориентации обеих групп однонаправленных слоев в одном квадранте. Области отрицательных значений эффективного межслойного коэффициента Пуассона возникают, если углы ориентации двух групп однонаправленных слоев расположены в разных квадрантах. Выполненный анализ эффективных упругих, диссипативных и прочностных характеристик рассматриваемых композитных структур продемонстрировал преобладающее влияние ауксетичных областей на величины эффективных пределов прочности при сдвиге в плоскости армирования.

НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ АНАЛИЗА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ С ПОМОЩЬЮ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНО РАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ

А.А. Зисман[1,2], Н.Ю. Золоторевский[2], Э.А. Ушанова[1], С.Н. Петров[1]
[1]НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия
[2]Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
г. Санкт-Петербург, Россия
aazisman@mail.ru

Ориентационное картирование микроструктуры с помощью метода дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) широко используется для оценки кривизны кристалла (градиента ориентации кристаллической решетки) и, соответственно, для определения компонент тензора Ная. Это позволяет, в частности, оценить параметры геометрически необходимых дислокаций (ГНД), что представляет большой интерес из-за важной роли этих дислокаций в формирование деформационной микроструктуры и упрочнение. Обычно плотность ГНД определяется либо непосредственно из тензора Ная, либо исходя из его скалярной меры, нормированной на величину вектора Бюргерса дислокаций решетки. Кроме того, для оценки дислокационной плотности можно применять суммарный вектор Бюргерса ГНД, пересекающих единицу площади сечения образца. Используя различные допущения, эти три подхода различаются по своим преимуществам и ограничениям, и поэтому их следует правильно выбирать в конкретных приложениях. В докладе обсуждаются также зависимость результатов анализа плотности дислокаций от шага сканирования и способ дифференцирования дискретных ориентационных данных. Все перечисленные вопросы рассмотрены на примере поликристаллической меди, деформированной прокаткой при комнатной температуре.

Наиболее подробно в докладе обсуждается возможность третьего из вышеупомянутых подходов для идентификации векторов Бюргерса GND в кристаллической решетке. Ранее анализ кривизны кристаллической решетки использовался для того, чтобы оценить «средневзвешенный» вектор Бюргерса дислокаций, формирующих дислокационные границы. В то же время, вектора Бюргерса и плотности реальных дислокаций определяли с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Мы же попытались решить данную проблему с помощью ДОРЭ. В результате, предложен метод, который позволяет, зная средневзвешенный вектор Бюргерса, определенный путем анализа кривизны кристалла, однозначно идентифицировать векторы Бюргерса и плотности дислокаций, составляющих малоугловую границу. Показано, что эти дислокации соответствуют системам скольжения, наиболее нагруженным в данном зерне.

ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ КРИТИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА В ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ NiTi(Hf, Pd, Nb)

Е.Ю. Панченко, А.И. Тагильцев, Е.Е. Тимофеева, Ю.И. Чумляков
Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия
panchenko@mail.tsu.ru

В работе установлены особенности развития B2-(R)-B19' мартенситных превращений (МП) под нагрузкой в моно- и поликристаллах сплавов TiNi ($C_{Ni} > 50.6$ ат.%) и TiNi(Hf, Pd, Nb). Известно, что при $T \geq M_s^0$ (M_s^0 – температура начала МП при охлаждении в свободном состоянии) развитие обратимых МП под нагрузкой можно реализовать двумя способами. Первый – при постоянной температуре в циклах нагрузка/разгрузка с записью кривых σ(ε). Второй – в циклах охлаждение/нагрев под действием постоянных напряжений (σ_{app}) с записью кривых ε(T). По кривым σ(ε) и ε(T) можно определить зависимость критических напряжений образования мартенсита от температуры испытания $\sigma_{cr}(T)$ и зависимость температуры начала МП под нагрузкой от уровня напряжений M_s^σ (σ_{app}). Экспериментально показано, что в высокопрочных кристаллах наблюдается нелинейная зависимостей M_s^σ (σ_{app}) и образование ориентированного B19'-мартенсита в циклах охлаждение/нагрев происходит при более низких напряжениях σ_{app} по сравнению с критическими напряжениями σ_{cr} образования B19'-мартенсита в циклах нагрузка/разгрузка ($\sigma_{app} < \sigma_{cr}(M_s^0)$). Такая закономерность имеет место во всех сплавах NiTi с высоким уровнем $\sigma_{cr}(M_s^0) > 150$-200 МПа независимо от способа достижения высокопрочного состояния (выбор высокопрочной [001]-ориентации; легирование Hf, Pd, Nb; наличие дисперсных частиц Ti_3Ni_4 или H-фазы).

Физической причиной такого поведения является различная морфология B19'-мартенсита, образовавшегося в циклах охлаждение/нагрев при низких напряжениях σ_{app}, по сравнению с ориентированным B19'-мартенситом, формирующимся в циклах нагрузка/разгрузка. В первом случае образуется смесь из самоаккомодирующей структуры и ориентированного мартенсита. Объемная доля ориентированного мартенсита зависит от приложенных напряжений σ_{app}, что определяет величину обратимой деформации и нелинейную зависимость $M_s^\sigma(\sigma_{app})$ при $\sigma_{app} < \sigma_{cr}(M_s^0)$. Во втором случае происходит рост только ориентированного мартенсита, что требует более высоких критических напряжений $\sigma_{cr} \geq \sigma_{cr}(M_s^0)$. При напряжениях выше $\sigma_{cr}(M_s^0)$ в термоциклах под нагрузкой и в циклах нагрузка/разгрузка происходит образование только ориентированного мартенсита и зависимости $M_s^\sigma(\sigma_{app})$ и $\sigma_{cr}(T)$ полностью совпадают. Важно отметить, что в [001]-монокристаллах сплава Ti-51.7ат.%Ni, в которых не наблюдается термоиндуцированное МП, данная особенность отсутствует. Зависимости $M_s^\sigma(\sigma_{app})$ и $\sigma_{cr}(T)$ совпадают во всем интервале температур и напряжений, поскольку термоиндуцированный B19'-мартенсит не образуется, а ориентированный мартенсит возникает в циклах охлаждение/нагрев только при $\sigma_{app} \approx \sigma_{cr}(M_s^0)$.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ № FSWM-2024-0007.

ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩЕЙ МАРТЕНСИТ

В.М. Мишин, Д.В. Щитов
ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет» Пятигорский институт (филиал), Пятигорск, Россия
mishinvm@yandex.ru

Исследовали среднелегированную порошковую сталь 45Н4Д2М с различной пористостью, технологический процесс производства которой основан на спекании частично-легированного порошка марки ПЖН4Д2М. Для изучения свойств спеченного материала в условиях изменения температуры, имеющего различную пористость (10 – 30 %), были проведены испытания призматических образцов типа Шарпи с надрезом на замедленное разрушение статическим изгибом.

Закономерности влияния повышения пористости на снижение эффективной площади поперечного сечения были выявлены путем проведения металлографического анализа. Нашло подтверждение локализации пластической деформации в близости больших, особенно открытых пор. Причём, поры выступают в роли микроскопических концентраторов напряжений, что определяет неоднородный характер распределения упругих напряжений и деформации.

Именно поэтому, разрушение образцов из спеченных материалов начинается при более низких значениях внешних напряжений и макродеформаций, чем в случае компактного материала. Полученные данные позволяют считать, что влияние пористости на изменение механических характеристик при неизменных прочих условиях обусловлено не только уменьшением полезного сечения образца, но и многочисленными местами концентрации напряжений вблизи пор, которые становятся микроскопическими концентраторами напряжений.

Выявлена возможность реализации замедленного хрупкого разрушения порошковой стали 45Н4Д2М в условиях наводороживания. Выявлены три стадии замедленного разрушения порошковой стали в условиях электролитического наводороживания. На первой стадии происходит зарождение трещины (инкубационный период), вторая – стадия стабильного (медленного) роста трещины, на третей стадии происходит быстрое развитие трещины. Для активного и замедленного разрушения порошковой стали с различной степенью пористости были установлены характерные закономерности зарождения и развития трещины. При повышении степени пористости имеет место монотонное снижение порогового локального напряжения.

Таким образом, снижение критического максимального локального напряжения при активном и порогового локального растягивающего напряжения при замедленном разрушении от степени пористости стали 45Н4Д2М по мере увеличения пористости объясняется тем, что всё большая доля пор приходится на эффективное сечение образца и совокупности закрытых пор, выступают в роли микроскопических концентраторов напряжений, которые могут взаимодействовать с друг другом и матрицей. Причём открытые поры, имеющие малый радиус вершины, являются наиболее опасным фактором.

МУЛЬТИМАСШТАБНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДРЕВЕСИНЫ НА УРОВНЕ ОТ НАНО- ДО МАКРО-, ОСУЩЕСТВЛЯЕМЫЕ МЕТОДАМИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ И СКРЕТЧ-ТЕСТА

А.И. Тюрин[1], А.А. Самодуров[1], В.В. Коренков[1], В.А. Тюрин[1], М.А. Юнак[1], А.В. Руссу[2], В.А. Шамаев[1,2]

[1]Тамбовский Государственный Университет имени Г.Р. Державина, г.Тамбов, РФ
[2]Воронежский государственный лесотехнический университет им. Г.Ф. Морозова, г. Воронеж, РФ
tyurinalexander@yandex.ru

В последнее время при разработке новых материалов и конструкций все большее внимание уделяется природоподобным технологиям и природным материалам. Это обусловлено их высокими эксплуатационными свойствами. Наиболее представительными с этой точки зрения являются древесные материалы, которые представляют собой природные композиты со сложной мультимасштабной иерархической структурой. Именно эта структура определяет все многообразие ее эксплуатационных свойств (физико-механических, акустических, тепловых и т.д.) и позволяет активно использовать древесину во многих современных практических приложениях. При этом, как и для всех материалов, для древесины принципиально важны вопросы формирования ее макросвойств, наличия в них размерных эффектов (РЭ) и механизмы деформирования на разных иерархических уровнях. Однако несмотря на большую историю изучения и применения в литературе весьма мало информации по рассмотрению вопросов, связанных с РЭ в механических свойствах древесины, а также механизмам ее деформирования на разных структурных уровнях.

Для выявления РЭ в физико-механических свойствах применяли методы нано-, микро- и макроиндентирования, а также методику скретч-теста, которые позволяют проводить исследования в широком диапазоне размеров отпечатка (от десятков нм – при исследовании единичных клеточных стенок; до нескольких мм - исследование нескольких годовых колец, что, по существу, определяет уже макросвойства древесины). Исследования проводили на примере типичных представителей древесины ряда хвойных (сосна обыкновенная, ель европейская и лиственница сибирская) и лиственных (дуб черешчатый, липа мелколистная и береза повислая) пород. Показано, что наличие РЭ в ранней и поздней древесине. Они заключаются в существенном уменьшение твердости с ростом глубины пластического отпечатка. При этом в ходе зависимостей твердости от глубины отпечатка можно выделить несколько различных стадий. Проведен активационный анализ и определены активационные параметры процессов локального деформирования материала под индентором на разных этапах формирования отпечатка в ранней и поздней древесине лиственных и хвойных пород. На основании полученных значений активационных параметров предложены возможные микромеханизмы локального деформирования.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 23-16-00231-П (https://rscf.ru/project/23-16-00231-П/).

ВЫЯВЛЕНИЕ СТАБИЛЬНОГО РЕЖИМА РАБОТЫ СТАЛИ 20 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Н.С. Селютина[1,2], А.Р. Арутюнян[1]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

[2]Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург,

n.selyutina@spbu.ru

В статье исследуется стабилизация пластической деформации при циклической нагрузке, когда амплитуда деформации перестает изменяться. Для изучения этого явления были проведены испытания образцов стали марки 20. Испытания проводились при различных уровнях напряжений (от 375 до 490 МПа), как ниже, так и выше предела текучести стали (454 МПа). В результате было определено критическое состояние стабилизации, при котором сталь после некоторой пластической деформации начинает вести себя преимущественно упруго. Для прогнозирования этого эффекта разработана конститутивная модель, учитывающая необратимую деформацию и релаксацию при циклической нагрузке. Модель, использующая инвариантные параметры, такие как инкубационный период, точно предсказывает переход к стабилизированному гистерезисному отклику. Экспериментальные данные подтверждают способность модели описывать предельное стабильное состояние деформации, несмотря на предшествующую пластическую деформацию.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (мегагрант №. 124041500007-4).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ХРОМА

Е.С. Мишунина[1], Е.И. Ноздрачева[1], Н.Ю. Юрченко[2]

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия

[2]Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, г. Санкт-Петербург, Россия

panina_e@bsuedu.ru

Благодаря высокой температуре плавления, сравнительно низкой плотности и высокой жаростойкости хром обладает потенциалом в качестве конструкционного материала для высокотемпературных применений. Тем не менее, внедрение его в промышленность на сегодняшний день является невыполнимым из-за низкой пластичности при комнатной температуре. Многокомпонентное легирование, лежащее в основе концепции высокоэнтропийных сплавов, может быть, одним из способов решения проблем хромовых сплавов, поскольку предоставляет широкие возможности для оптимизации свойств. В частности, разработка композиций со структурой, аналогичной никелевым γ/γ' суперсплавам, получившее совсем недавно развитие в тугоплавких высокоэнтропийных сплавах, может обеспечить дисперсионное упрочнение при высоких температурах или/и повышенную пластичность при низких температурах. В то же время для таких малоизученных систем, как хромовые сплавы, остаются неясными принципы легирования для создания подобного микроструктурного дизайна и его влияния на механические свойства. В данной работе с помощью программного обеспечения Thermo-Calc и баз данных для высокоэнтропийных сплавов в системе Cr-Mo-Al(Si)-Ti для исследования были отобраны несколько композиций с предположительно двухфазной структурой. Исследуемые сплавы, полученные методом вакуумно-дугового переплава, продемонстрировали предел текучести при температуре 1100°C > 400 МПа, что подтверждает возможность использования данных композиций для высокотемпературного применения. В работе обсуждаются взаимосвязи между составом, структурой и механическими свойствами, а также возможности дальнейшего улучшения этих свойств.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 25-79-00103.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ДВУХОСНЫХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

О.А. Староверов, В.Э. Вильдеман, А.И. Мугатаров, А.В. Сивцева
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, Россия
oastaroverov@pstu.ru

В работе представлены результаты экспериментально-теоретического исследования влияния предварительных двухосных циклических воздействий на остаточные статические деформационные и прочностные характеристики полимерных композиционных материалов.

Экспериментальная часть реализована с использованием уникальной научной установки (УНУ) «Комплекс испытательного и диагностического оборудования для исследования свойств конструкционных и функциональных материалов при сложных термомеханических воздействиях http://ckp-rf.ru/usu/501309/» в Центре экспериментальной механики Пермского национального исследовательского политехнического университета.

В рамках решения методических аспектов испытаний композитов на совместное растяжение с кручением предложены варианты подготовки трубчатых образцов. В соответствии с разработанными методиками проведены испытания на квазистатическое и циклическое растяжение, кручение и совместное растяжение с кручением. Построены поверхности прочности для рассматриваемых стеклопластиковых трубчатых образцов, изготовленных непрерывной намоткой с различными углами армирования.

С использованием интегральных функций распределения вероятности предложен подход интерпретации экспериментальных данных в виде диаграммы усталостной чувствительности, отображающей процесс накопления усталостных повреждений. Получены и проанализированы опытные закономерности изменения остаточных статических механических характеристик после предварительного циклического растяжения, кручения и двухосного (пропорционального и непропорционального) растяжения с кручением. Выявлено, что касательная составляющая двухосного нагружения приводит к реализации нелинейного поведения материала. Отмечено значительное влияние составляющих двухосного нагружения на усталостную долговечность исследуемого композита. Обнаружено снижение остаточной статической прочности и жесткости стеклопластика при испытаниях на квазистатическое растяжение после циклического двухосного (пропорционального и непропорционального) растяжения с кручением с различной наработкой. На основе обработки экспериментальных данных о снижении жесткости в процессе циклического нагружения и построенных кривых усталостной чувствительности продемонстрирована высокая описательная способность предложенного подхода. Сделан вывод о рациональности использования предложенных моделей для расчета композитных конструкций, работающих в условиях циклических воздействий.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10194, https://rscf.ru/project/25-79-10194/

СТРУКТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В СТАРЕЮЩЕМ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Е.П. Рыклина[1], К.А. Полякова[1], С.Р. Мурыгин[1], В.С. Комаров[1,2], А.С. Конопацкий[1], В.А. Андреев[2], П.А. Пискунова[1]
[1]НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия
[2]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
ryklina@tmo.misis.ru

Впервые проведены систематические исследования влияния исходной структуры на формирование микроструктуры в процессе старения, эволюции мартенситных превращений (МП) и влияние этих факторов на механический отклик при растяжении бинарного никелида титана Ti–50,8 ат.%Ni. В качестве исходных были выбраны три структурных состояния: мелкозернистое (МЗ) с размером зерна 7 мкм, преимущественно ультрамелкозернистое (УМЗ) с размером структурных элементов 1,5 мкм и крупнозернистое (КЗ) с размером зерна 62 мкм. Старение осуществляли в диапазоне температур 300–430–500°C в течение 1–20 ч. Проанализирован характер влияния особенностей исходной структуры на размер и характер распределения частиц фазы Ti_3Ni_4, выделяющейся в процессе старения. В МЗ структуре сохраняется относительно равномерное распределение частиц Ti_3Ni_4 с высокой частотой, в КЗ – неравномерное распределение частиц на всех стадиях старения. В УМЗ структуре выделение частиц вдоль субграниц тормозит рост субзерен. Выявлены условия перехода от двухстадийных к трех- и четырехстадийным МП в процессе старения; эти условия определяются степенью гетерогенности распределения частиц фазы Ti_3Ni_4 и снижением концентрации никеля в B2-матрице. Определены закономерности эволюции ширины температурного интервала МП и восстановления формы в широком диапазоне. Впервые установлено явление наследования температурного гистерезиса МП исходной структуры при последующем старении.

Впервые проведены сравнительные исследования прочностных и функциональных характеристик сплава с разной исходной структурой до и после старения в широком диапазоне температур деформации. Неоднозначный характер эволюции исследуемых характеристик при развитии старения определяется особенностями формирующейся микроструктуры, главным образом – сохранением или потерей когерентности частиц Ti_3Ni_4 с B2-матрицей. Проанализированы механизмы упрочнения сплава с разной микроструктурой. Впервые установлено, что эффективность старения определяется исходной структурой: наибольшее повышение ресурса обратимой деформации на 800 МПа реализуется в КЗ материале; наименьшее – в МЗ (в 1,2–1,4 раза).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10322, https://rscf.ru/project/24-79-10322/».

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeMnNi

С.В. Астафуров, Г.Г. Майер, Е.А. Загибалова, Л.В. Данилова, А.В. Лучин, А.С. Нифонтов

ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия

svastafurov@gmail.com

В работе исследованы фазовый состав, микроструктура и микротвердость поверхностных слоев, сформированных в образцах высокоэнтропийного сплава Кантора (CoCrFeMnNi) при ионно-плазменной обработке (ИПО) в среде азота при температурах: 400, 450, 500, 550 и 600°C (1 ч).

Показано, что ИПО приводит к формированию в образцах сплава Кантора поверхностного упрочненного слоя, включающего композиционную и диффузионную зоны. Упрочненный слой достигает глубины 26 мкм и состоит из аустенита (ГЦК), насыщенного азотом аустенита (ГЦК′) и частиц вторичной фазы на основе нитрида хрома CrN, которые имеют различную морфологию (пластинчатую и глобулярную). ИПО обеспечивает формирование композиционной зоны, однородной по фазовому составу, но неоднородной по морфологии фаз: образуется внешний нанокристаллический подслой и подповерхностный слой с перлитоподобной морфологией. Вблизи границ зерен в подповерхностной зоне также формируется нанокристаллическая микроструктура «γ + CrN» за счет усиленной диффузии азота вдоль границ во время азотирования. Независимо от глубины, композиционная зона состоит из аустенитной ГЦК фазы и нитридов типа CrN, которые полностью когерентны друг другу. Данные свидетельствуют о том, что азотсодержащий аустенит в сплаве Кантора сначала распадается с образованием перлитоподобной микроструктуры (пластины CrN в ГЦК фазе), а затем, по мере увеличения концентрации азота, трансформируется в нанокристаллическую (ГЦК + CrN). Установлено, что повышение температуры обработки способствует более полному распаду пересыщенного азотом аустенита, что сопровождается увеличением толщины наноструктурированной зоны.

Установлено, что ИПО способствует поверхностному упрочнению сплава Кантора независимо от температуры ионно-плазменного азотирования, а наибольшие значения микротвердости характерны для структурных состояний, в которых фазовый распад не завершен: формируется смесь пересыщенного азотом аустенита и дисперсных нитридов хрома. Микротвердость таких слоев достигает 20 ГПа. Анализ профилей распределения микротвердости по глубине азотированных образцов сплава Кантора показал, что толщина поверхностного модифицированного слоя монотонно возрастает с температурой обработки, но нелинейно зависит от температуры насыщения: возрастает до температур ИПО 500ºС, а затем выходит на насыщение и достигает 26 мкм.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда № 25-19-00199, https://rscf.ru/project/25-19-00199/. Исследования проводились на приборах ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН им. В.Е. Панина.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МОДУЛЯ ЮНГА И МИКРОПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ

М.В. Нарыкова[1], В.И. Бетехтин[1], Б.К. Кардашев[1], Ю.Р. Колобов[2], А.Г. Кадомцев[1]
[1]ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]ФИЦ ПХФ и МХ РАН, г. Черноголовка, Россия
Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Технический титан ВТ1-0 широко применяется в ответственных конструкциях, работающих в условиях длительных и циклических нагрузок. Повышение его механических свойств достигается методами интенсивной пластической деформации, приводящими к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры. Однако поведение таких материалов при длительном нагружении - ползучести и циклической усталости - изучено недостаточно. В частности, остаются неясными закономерности эволюции упругих (модуль Юнга) и микропластических свойств.

Исследовались образцы ВТ1-0 в трёх состояниях: НС (размер зерна ~117 нм), СМК (~0.2 мкм) и микрокристаллическом (МК, ~2–3 мкм). Проводились испытания на ползучесть при растяжении (350°C) и циклическая усталость (комнатная температура, до 10^6 циклов). На различных этапах нагружения акустическим методом составного пьезовибратора определялись зависимости модуля Юнга E(ε) и декремента δ(ε), строились диаграммы микропластического деформирования; измерялась плотность для оценки разуплотнения (Δρ/ρ).

При испытаниях на ползучесть НС-титана обнаружено немонотонное изменение модуля Юнга. После начальной стадии деформирования (ε=3.4%) модуль снижался с 104 до 102 ГПа, что коррелировало с уменьшением плотности (разуплотнение 0.42%). При увеличении времени нагружения (до разрушения) модуль возрастал до 110 ГПа, несмотря на дальнейшее снижение плотности (разуплотнение 1.56%). Это повышение модуля объясняется формированием высоких внутренних напряжений. Декремент колебаний при ползучести монотонно возрастал с увеличением деформации, что связано с ростом плотности дислокаций.

При циклическом нагружении поведение МК- и СМК-состояний различалось. Для МК-титана изменение E было немонотонным (рост, затем спад), что отражает конкуренцию роста внутренних напряжений и накопления повреждений. Для СМК-титана характерно быстрое снижение модуля на ранних стадиях усталости, что напрямую связано с более интенсивным разуплотнением (до 0.57% против 0.27% у МК). Высокая исходная нанопористость СМК-структуры способствует ускоренному развитию повреждений.

Эволюция модуля Юнга в УМЗ-титане определяется балансом двух процессов: ростом внутренних напряжений (что увеличивает E) и накоплением повреждений (что уменьшает E). Несмотря на высокую статическую прочность, СМК-титан характеризуется более ранним развитием микроповреждений при циклическом нагружении, что критически важно для прогнозирования усталостной долговечности.

ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЯВЛЕНИЯ ЧАСТИЧНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ПОРЯДКА В СПЛАВЕ Fe_3Al В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Л.С. Метлов, М.М. Гордей
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк, РФ
lsmet@donfti.ru

Явление частичного восстановления порядка в сплаве Fe_3Al в результате мегапластической деформации было впервые открыто и экспериментально исследовано А.М. Глезером и соавторами. Хорошо известно, что упорядоченные сплавы, подвергнутые мегапластической деформации (МПД), по вполне понятным причинам разупорядочиваются в процессе такой деформации, но факт восстановления части упорядочения при более длительной обработке МПД является удивительным и труднообъяснимым с точки зрения классических представлений.

В развитие идей А.М. Глезера нами предложена математическая модель этого явления, которая базируется на принципах нестационарной эволюционной термодинамики. Определяющим принципом этого подхода является существование некоторого в общем случае ненулевого стационарного значения параметров порядка, аналогично равновесному значению в классической термодинамике, которое устанавливается в процессе длительного применения МПД. Согласно этому принципу восстановление ненулевого порядка, просто, неизбежно должно произойти после ряда промежуточных стадий деформирования.

В модели предполагается ряд стадий. На первой стадии происходит обычное деление зерен и размножение дислокаций. Последнее через взаимодействие дислокаций с концентрационными параметрами порядка приводит к разупорядочению атомов железа и алюминия по узлам решетки. Когда предельное значение плотности дислокаций достигает некоторого критического значения, резко включаются процессы рекристаллизации зерен с уменьшением в их области плотности дислокаций. В результате хаотизирующее действие последних ослабевает, что позволяет в области рекристаллизованных зерен частично восстановить упорядочение в распределении атомов сплава.

С момента начала рекристаллизации начинают действовать два фактора, приводящие к измельчению зерен и размножению дислокаций с одной стороны, и укрупнению зерен и уменьшению плотности дислокаций с другой (двухфазная или, скорее всего, двухкомпонентная модель). Вначале процесса преобладает второй фактор и в материале достаточно быстро восстанавливается концентрационный порядок. Рекристаллизованные зерна вновь подпадают в процесс измельчения, а на их место рождаются новые рекристаллизованные зерна. Процесс динамически стабилизируется в стационарном состоянии, и система выходит на некоторое постоянное соотношение между рекристаллизованными и измельченными зернами, и, как следствие, на некоторый постоянный уровень концентрационного параметра порядка.

Можно предположить, что аналогичное явление может наблюдаться и на других сплавах, склонных к фазовым переходам порядок-беспорядок. Однако, такое предположение нуждается в специальной экспериментальной проверке.

ПЕРВИЧНАЯ ПРОВЕРКА ГИПОТЕЗЫ О СУЩЕСТВОВАНИИ КВАЗИ-ОЦК МЕТОДАМИ СРАВНИТЕЛЬНОГО EXAFS ЭКСПЕРИМЕНТА

С.М. Дубинский[1], О.В. Страхов[1], А.П. Баранова[1], Р.В. Сундеев[1], А.А. Велигжанин[2], Е.В. Храмов[2], Н.А. Колышкин[2], С.Д. Прокошкин[1]

[1]НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия

[2]НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия

dubinskiy.sm@misis.ru

Некоторые металлы с ОЦК решеткой, такие как титан, цирконий, гафний и уран обладают аномально высокой скоростью диффузии. Кроме того, сплавы на их основе могут проявлять аномальное постоянство упругих свойств (эливарное поведение) в широком температурном интервале. В ходе создания потенциалов межатомного взаимодействия сплавов систем Zr-Nb и U-Mo была выдвинута гипотеза о существовании квази-ОЦК решетки, в которой геометрическое среднее положение атомов совпадает с узлами ОЦК решетки, тогда как наиболее вероятное нахождение каждого атома в каждый момент времени находится вне узла этой кристаллической решетки. Другими словами, эту решетку можно представить как обычную ОЦК решетку с большим количеством динамических локальных смещений, которые согласно результатам моделирования преобладают в плоскости (110). Такая гипотеза позволяет объяснять проявление аномальной скорости диффузии и элинварное поведение в сплавах на основе квази-ОЦК металлов. Однако данная гипотеза не имеет прямого экспериментального подтверждения. Для ее проверки был проведен прямой сравнительный EXAFS эксперимент на синхротроне в условиях сосуществования одновременного теоретически предсказанной квази-ОЦК решетки и ее физического проявления – естественного элинварного поведения в сплавах Ti-22Nb-6Zr (ат.%) и Ti-40Nb (ат.%). В качестве элемента сравнения был выбран чистый ниобий т.е классический ОЦК металл. Предварительные результаты показали значительные искажения осцилляций EXAFS функции в импульсном *k*-пространстве при $k > 7Å^{-1}$ на сплавах Ti-22Nb-6Zr и Ti-40Nb. Переход в пространство расстояний *R* для этих образов приводит к расщеплению пиков координационных сфер и появлению дополнительных пиков на расстояниях не характерных для классической ОЦК решетки. Данный эффект усиливается по мере увеличения весового коэффициента *kw* при Фурье-преобразовании EXAFS-осцилляций. В свою очередь, результаты, полученные на ниобии с классической ОЦК решеткой, однозначно интерпретируются и не имеют таких аномалий. Все это свидетельствует об искажении ОЦК решетки в сплавах Ti-22Nb-6Zr и Ti-40Nb и косвенно подтверждает существование квази-ОЦК решетки. Однако для однозначного подтверждения существования квази-ОЦК, требуются дополнительные исследования и получение достоверной модели квази-ОЦК по результатам эксперимента.

Эксперимент EXAFS выполнен на станции «Структурное материаловедение» уникальной научной установки Курчатовский специализированный источник синхротронного излучения "КИСИ-Курчатов". Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-73-10041, https://rscf.ru/project/25-73-10041/

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ СТАРЕНИЯ

И.Ю. Литовченко[1, 2], С.А. Аккузин[1], Н.А. Полехина[1], В.В. Осипова[1,2], А.В. Ким[1,2], К.В. Спиридонова[1], П. Пахолкина[1,2], И.С. Тимошов[1,3], В.М. Чернов[4]

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, г. Томск, Россия

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

[4]АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия

litovchenko@ispms.ru

Малоактивируемые аустенитные стали были предложены в качестве экологически более безопасных материалов по сравнению с традиционными высокоактивируемыми хромоникелевыми сталями, широко используемыми в энергетике. Основная задача при разработке и совершенствовании таких материалов состоит в обеспечении стабильности микроструктуры и механических свойств в условиях длительного воздействия высоких температур и облучения.

В работе представлены результаты исследований термической стабильности малоактивируемой аустенитной стали Fe-11Cr-27Mn-W-Ti-V-Ta-Y с повышенным содержанием марганца и дополнительным легированием сильными карбидообразующими элементами в условиях длительного (до 1000 ч) старения при 700 °С. Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии исследованы особенности микроструктуры стали после старения в двух структурных состояниях – после холодной деформации (ХД) прокаткой и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). В условиях испытаний на растяжение при 20, 650 и 700 °С изучены механические свойства стали до и после старения.

Показано, что старение стали в состоянии после ХД приводит к преимущественному выделению дисперсных частиц карбидов $M_{23}C_6$ (M – Cr, Mn) по границам зерен и деформационных двойников, а после ВТМО – по границам зерен и малоугловым границам. Микродвойниковая структура и субструктура частично сохраняются после старения. Обнаружены локальные участки с начальными стадиями рекристаллизации после обеих обработок. Старение продолжительностью 1000 ч приводит к значительному снижению пластичности, которое в большей степени выражено для состояния после ХД. Это обусловлено высокой плотностью частиц карбидов $M_{23}C_6$ на границах зерен и микродвойников. Обсуждаются возможности подавления выделений карбидных частиц за счет модификации элементного состава и термомеханических обработок высокомарганцевых малоактивируемых аустенитных сталей.

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

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА И КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ti-Fe

А.С. Горнакова[1], Н.С. Афоникова[1], Б.Б. Страумал[1], А.Н. Некрасов[2], А.И. Тюрин[3], Г.С. Давдян[1]

[1]ИФТТ РАН, г. Черноголовка, Россия

[2]ИЭМ РАН, г. Черноголовка, Россия

[3]НИИ «Нанотехнологии и Наноматериалов», Тамбов, Россия

alenahas@issp.ac.ru

Были исследованы двухкомпонентные титановые сплавы Ti-0.5мас.%Fe, Ti-6мас.%Fe и Ti-9мас.%Fe, выплавленные в виде цилиндрических слитков диаметром 10 мм, методом левитационного плавления в атмосфере чистого аргона. Для приготовления сплавов была использована стружка титана марки ТИ-1 (иодидный титан 99,98%) и гранулы железа (99,97%). Образцы сплавов были отожжены в вакуумированных кварцевых ампулах и закалены в воде. Отжиги проводились в различных областях фазовой диаграммы Ti-Fe при температурах: 800 °C (Ti-0.5 мас.%Fe), 580 °C, 670 °C, 850 °C (Ti-6 мас.%Fe) и 470 °C (Ti-9 мас.%Fe). Отожженные образцы подвергали кручению под высоким давлением (КВД) в камере с наковальнями Бриджмена при комнатной температуре: 5 оборотов плунжера под давлением 7 ГПа при скорости вращения 1 об/мин.

Цель работы – исследовать влияние предварительного отжига и КВД обработки на микроструктуру, фазовые превращения и механические свойства сплавов Ti-Fe.

На образцах после отжига и после КВД обработки был сделан рентгеноструктурный анализ, были проведены РЭМ и ПЭМ исследования. На образцах после КВД обработки были измерены радиальные значения твердости и модуля Юнга методом наноиндентирования.

Выводы:

1. Было показано, что основное влияние на фазовые превращения после КВД обработки в сплавах Ti-Fe оказывает доля железа. Хотя сплав Ti-6мас.%Fe был отожжен в трех различных температурах и получены три различных состояния по микроструктуре и фазовому составу, после КВД обработки фазовый состав в этих образцах стал близок. Твердость и модуль Юнга для этого сплава так же имеют близкие значения.

2. Сплавы Ti-0.5мас.%Fe и Ti-9мас.%Fe дают крайнее поведение по твердости и модулю Юнга, чем больше доля железа в сплаве, тем выше значения твердости и модуля Юнга.

3. Отдельно хотелось бы отметить высокие значения корреляции между модулем Юнга и долями β и ω-фаз.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ Al-Ce-Fe-Ni-Zr СПЛАВА, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЛП

К.О. Базалеева[1], Ю.Ю. Понкратова[1], Д.Н. Хмеленин[1], И.И. Бинков[2], К.А. Николаев[1]

[1]Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумба, г. Москва, Россия
[2]Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, г. Москва, Россия
bazaleeva-ko@rudn.ru

Селективное лазерное плавление (СЛП) – перспективная технология для производства сложнопрофильных изделий из сплавов разного состава, в том числе деталей сложной формы из сплавов на основе Al, которые могут быть востребованы в аэрокосмической отрасли. Успешное применение данной технологии невозможно без детального исследования особенностей структуры и свойств сплавов после их формирования по данной технологии, а также их поведения при последующих различных видах воздействия. В данной работе рассмотрены структурные изменения при деформации Al-5.5%Ce-5.8%Fe-1.1%Ni-0.7%Zr сплава, полученного методом СЛП.

Процесс СЛП проводился при мощности лазера 375 Вт и скорости сканирования 1100 мм/с. Этот режим был выбран, как позволяющий сформировать объекты без трещин, с низкой пористостью (менее 0.05 %) и с оптимальным комплексом механических свойств ($\sigma_в$ = 420 МПа; δ = 20%). В работе был проведен сравнительный структурный анализ сплава в исходном состоянии после СЛП и после механических испытаний в условиях статического и циклического нагружения.

Методом рентгеновской томографии показано, что в области пластической деформации в несколько раз возрастает пористость материала, а также увеличивается доля несферических пор, причем после статического нагружения этот эффект сильнее, чем после циклического. При металлографическом анализе вблизи изломов зафиксировано изменение формы ванн расплава – они вытягиваются в направлении действующей силы. В результате у вертикально выращенных образцов ванны становятся глубже и с меньшим диаметром. При растровой электронной микроскопии выявлена дисперсная эвтектическая структура сплава, состоящая из ячеек алюминиевого твердого раствора диаметром порядка 300 нм и интерметаллидных фаз по границам и в меньшей степени внутри ячеек. Рентгеновский фазовый анализ показал, что в структуре сплава после СЛП присутствуют соединения Al_4Ce, Al_9FeNi и кубическая модификация Al_3Zr фазы. Деформация образцов сплава приводит к заметному уменьшению интенсивности дифракционных отражений всех интерметаллидных фаз. При этом уменьшается количество интерметаллидных включений и в эвтектической структуре в непосредственной близости от излома, который преимущественно проходит по границам ванн расплава. Изменение фазового состава сплава при деформации также сопровождается уменьшением периода решетки алюминиевого твердого раствора. Вероятно, в процессе деформации неравновесные интерметаллидные фазы растворяются в алюминиевом твердом растворе. Уменьшение периода может быть связано с растворением в решетке атомов Ni и/или Fe, которые имеют меньший атомный радиус, чем атомы Al.

ВЛИЯНИЕ ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В ХОДЕ ЯЧЕИСТОЙ РЕАКЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА

В.С. Соколовский
Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, РФ
sokolovskiy@bsuedu.ru

Интерметаллидные сплавы на основе гамма алюминида титана привлекают внимание исследователей и конструкторов рядом высоких удельных механических характеристик и способностью сохранять прочность в широком интервале температур, что выгодно отличает их от традиционных сплавов. Разница в плотности по сравнению со сплавами на никелевой основе достигает двукратной величины, а высокое сопротивление ползучести и окислению делают их привлекательными для использования в качестве лопаток газотурбинных двигателей. Слабой стороной интерметаллидов является их хрупкость, низкая технологичность и вязкость разрушения в широком интервале температур. Такая особенность делает их обработку давлением достаточно трудоемкой, требовательной к температурно-скоростным условиям и штамповым материалам. Несмотря на это измельчение структуры существенно повышает деформационные способности таких материалов и повышает пластичность. Однако не менее важным является последующая термическая обработка, сформированный микроструктурный дизайн и параметры структуры. Измельченная пластинчатая структура является наиболее сбалансированной, обеспечивающей некий баланс между пластичностью и прочностью/жаропрочностью. Такая структура характеризуется размером колоний (D), их долей и межпластинчатым расстоянием (λ). При этом в β-затвердевающих сплавах на основе гамма алюминида титана возможно протекание ячеистой реакции, в результате которой в исходно метастабильной нанопластинчатой структуре формируется крупнопластинчатая из-за высокой зернограничной энергии и неравновесного химического состава фаз. В результате ячеистой реакции формируется гетерогенная структура, состоящая из нано- и крупнопластинчатых колоний. Используя данные термодинамического моделирования, дифференциально-сканирующей калориметрии и пробных закалок разработаны режимы всесторонней изотермической ковки сплава Ti-44,0Al-2,0Cr-1,65V-1,0Nb-0,1Gd, а также его последующей термической обработки. Получены состояния с измельченной пластинчатой (D=50 мкм и λ~200 нм) и гетерогенной структурой с соотношением нано-/крупнопластинчатых колоний 50/50 ($D_{нано}$=20 мкм и $\lambda_{нано}$~100 нм + $D_{крупно}$=25 мкм и $\lambda_{крупно}$~1,5 мкм). Испытания на растяжение показали, что в случае сплава с пластинчатой структурой σ_B~600 МПа и δ~1,5 %, в то время как в случае гетерогенной структуры наблюдается более чем трехкратный рост δ до 4,7 % и σ_B~720 МПа. Полученный рост вызван проявлением TWIP-эффекта в крупнопластинчатых колониях.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10308, https://rscf.ru/project/25-79-10308/ с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ».

ОСОБЕННОСТИ АЛГОРИТМИЗАЦИИ ЧИСЛЕННЫХ РЕШЕНИЙ КРАЕВЫХ ЗАДАЧ МЕХАНИКИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ ТЕЛ

Е.В. Феклистова, В.Э. Вильдеман, А.И. Мугатаров
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, Россия
cem.feklistova@mail.ru

Для обеспечения надежности и безопасности ответственных конструкций, определения их прочностных и деформационных резервов требуется понимание процессов зарождения и развития макродефектов в твердых телах. Прочностные расчеты, основанные на критериальной оценке напряженно-деформированного состояния в «опасной точке», могут дать представление лишь о начале процесса разрушения, но не о его кинетике. Описание процессов деформирования и разрушения дает возможность получить информацию о закономерностях накопления повреждений и формировании условий макроразрушения, что, в свою очередь, имеет большое значение при проектировании ответственных конструкций и технических объектов в целом для всех отраслей промышленности.

В работе рассматриваются вопросы алгоритмизации численных решений краевых задач механики деформирования и разрушения неоднородных тел, в частности, способы организации итерационных процедур и пошагового нагружения, реализация алгоритмов редуцирования жесткостей, учет неодновременности разрушения элементов, выбор физически обоснованной степени дискретизации области, выбор способа учета нагружающих систем. Для иллюстрации важности учета различных аспектов моделирования процессов разрушения рассматриваются задачи кинематического квазистатического нагружения упруго-хрупких тел.

В результате решения краевых задач выявлено, что необходимым является пересчет напряженно-деформированного состояния (НДС) при неизменных граничных условиях путем организации соответствующей итерационной процедуры, автоматический подбор шага нагружения, осуществление корректировки деформационных характеристик наиболее нагруженного элемента, в соответствии с применяемой схемой редуцирования жесткостей. Изучено влияние характерного линейного размера конечного элемента на процесс разрушения. Обнаружена недостаточность подбора конечно-элементной сетки только на основе сходимости численных решений задач в упругой постановке. Проведено сравнение способов учета деформационных характеристик нагружающих систем при численном моделировании процессов разрушения через рассмотрение нагружающей системы как дополнительной области, а также через добавление стержневых элементов с заданной жесткостью в узлах конечно-элементной сетки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22- 19-00765-П (https://rscf.ru/project/22-19-00765/) в Пермском национальном исследовательском политехническом университете.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ АДДИТИВНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО ПО ТЕХНОЛОГИИ ПРОВОЛОЧНОЙ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ

А.В. Ильиных
ФГАОУ ВО Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, Россия,
ilinih@yandex.ru

Титановый сплав ВТ6 широко применяется при изготовлении деталей в высокотехнологических отраслях машиностроения. Технология проволочной дуговой наплавки с холодным переносом металла используется при аддитивном производстве крупногабаритных тонкостенных изделий. С использованием данной технологии была наплавлена пластина из титанового сплава ВТ6 в Лаборатории методов создания и проектирования систем «материал-технология-конструкция» ПНИПУ. Из пластины в трех разных направлениях (связанных с особенностями технологии трехмерной печати) были вырезаны образцы для циклических испытаний с целью исследования анизотропии механических свойств при статическом и циклическом нагружении.

Целью работы является экспериментальное исследование закономерностей механического поведения аддитивного титанового сплава ВТ6 при одноосном циклическом нагружении и оценка возможности прогнозирования долговечности аддитивного материала в условиях концентрации напряжений с использованием известных моделей циклической прочности.

Экспериментальные исследования характеристик сопротивления усталости аддитивного титанового сплава ВТ6 были проведены в Центре экспериментальной механики ПНИПУ. Выявлено, что циклическая долговечность титанового сплава существенно зависит от ориентации образцов. Обнаружено, что в испытаниях при одноосном растяжении аддитивного сплава ВТ6 долговечность отличается на порядок у образцов, вырезанных в направлении печати и в плоскости печати, а при циклическом кручении — более чем в три раза.

Для прогнозирования циклической долговечности при наличии концентрации напряжений были использованы модели Марина, Сайнса и Кроссланда. Параметры рассматриваемых моделей определены на основе комплекса статических и циклических испытаний при растяжении и кручении. Выносятся на обсуждение вопросы использования материальных параметров аддитивных материалов, зависящих от направления вырезки образцов, для прогнозирования циклической долговечности.

Таким образом, проведено комплексное экспериментальное исследование характеристик сопротивления усталости аддитивного титанового сплава ВТ6. Обнаружена анизотропия циклических свойств, связанная с ориентацией вырезанных образцов по отношению к плоскости и направлению печати. Представлены результаты прогнозирования циклической долговечности этого сплава в условиях концентрации напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (проект № 23-29-00900).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

С.А. Невский, В.Е. Громов, М.А. Порфирьев, Л.П. Бащенко,
Д.Д. Михайлов, П.В. Джемела
Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
nevskiy.sergei@yandex.ru

Изучена пластическая деформация рельсовой стали в условиях растяжения и сжатия. Показано, что в условиях деформации растяжения после достижения предела текучести 1037,9 МПа наблюдается параболическая стадия упрочнения, а за тем стадия предразрушения. В условиях деформации сжатия разрушения материала не происходит, наблюдается только линейная стадия упрочнения. Предел текучести на сжатие составил 1034,2 МПа. Полученные результаты обсуждены с привлечением автоволновой модели пластичности, в которой были введены три параметра порядка. Первый параметр порядка является амплитудой неустойчивой моды неупругой деформации. Вторым параметром порядка является амплитуда упругих деформаций, которая характеризует изменение объема материала при деформации. Третьим управляющим параметром порядка является амплитуда кривизны решетки. Первые два параметра порядка отвечают за формирование автоволны, а третий определяет ее тип и характер распространения. На основе анализа уравнений кинетики параметров порядка установлено, что наличие кривизны решетки приводит к замедлению образования как бегущих, так и статических полос локализации деформации на линейной и параболической стадии соответственно. Показано, что кривизна решетки влияет на распространение бегущего автосолитона. Если при $\theta=0$ автосолитон не затухает, то при $\theta>0$ наблюдается затухание бегущего автосолитона. Сделано предположение, что отсутствие разрушения рельсовой стали при сжатии после окончания линейной стадии обусловлено формированием сначала нерегулярного волнового паттерна, а затем бегущего затухающего автосолитона.

Обсуждены механизмы фрагментации перлита. На основе этого анализа предложено, что фрагментация перлита как при растяжении, так и при длительной эксплуатации должна происходить следующим образом: под действием механических напряжений на атомном уровне происходит возбуждение динамического ближнего порядка, который характеризует мелкомасштабную моду деформации. Смещения атомов в свою очередь порождают крупномасштабную пространственную моду деформации с высокой релаксацией упругой энергии. Взаимодействие этих мод приводит к возникновению локализованных состояний – статических автосолитонов. Наличие развитых дефектных субструктур приводит к тому, что необходимо учитывать локальную неравновесность среды, связанную с конечной скоростью распространения динамического ближнего порядка. Учет локальной неравновесности среды в кинетических уравнения показал, что формирование статического автосолитона происходит за гораздо большее время, чем без учета такого воздействия. Отмечено, что развитие вторичной моды деформации начинается гораздо раньше достижения параметром первым порядка максимального значения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20020, https://rscf.ru/project/25-29-20020/ и Кемеровской области – Кузбасса.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ, КАК КРИТИЧЕСКОГО ЯВЛЕНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННОГО САМООРГАНИЗОВАННЫМ ПОВЕДЕНИЕМ АНСАМБЛЕЙ ДЕФЕКТОВ

М.А. Соковиков[1], М.Ю. Симонов[2], В.В. Чудинов[1], В.А. Оборин[1], С.В. Уваров[1], О.Б. Наймарк[1]

[1]Институт механики сплошных сред УрО РАН, г. Пермь, Россия
[2]Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия
sokovikov@icmm.ru

В данном исследовании изучается один из механизмов локализации пластической деформации обусловленный структурными переходами в ансамблях дефектов мезоуровня при различных способах нагружения

Эксперименты по изучению локализации пластического сдвига проводились при различных видах динамического нагружения. Температурные поля в процессе деформирования исследовались «in-situ» с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Осуществлены динамические испытания образцов на разрезном стержне Гопкинсона - Кольского с применением высокоскоростной фотокамеры Photron FASTCAM SA-Z 2100K и DIC технологии. Экспериментально определены поля сдвиговых деформаций и ширина области локализации.

Микроструктурный анализ, проведенный с помощью оптического интерферометра-профилометра и сканирующего электронного микроскопа, показал коррелированное поведение ансамбля дефектов, которое может быть классифицировано, как структурный переход, обеспечивающий локализацию деформации.

Данные экспериментальных исследований и численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления микродефектов в материале, позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации для исследованных материалов при реализованных условиях нагружения обусловлен коллективными процессами в дефектной структуре материалов.

Исследования осуществлялись в рамках госзадания ПФИЦ УрО РАН (тема № 124020200116-1).

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРНОГО ДИЗАЙНА ТУГОПЛАВКИХ КОМПОЗИЦИОННО СЛОЖНЫХ СУПЕРСПЛАВОВ

Н.Ю. Юрченко

Институт лазерных и сварочных технологий, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, г. Санкт-Петербург, Россия

Yurchenko@ilwt.smtu.ru

Последние 16 лет тугоплавкие композиционно сложные сплавы привлекают внимание материаловедов благодаря своим уникальными свойствами. Некоторые из этих сплавов уже продемонстрировали более высокую прочность, жаростойкость или обрабатываемость по сравнению с традиционными тугоплавкими сплавами. Однако в большинстве случаев такие свойства были изолированными и получены в однофазных ОЦК композициях различного химического состава, что сильно ограничивает возможности по их управлению, и, в частности, решению конфликта прочности и пластичности.

Одним из перспективных методов достижения баланса свойств представляется копирование микроструктурного дизайна никелевых суперсплавов, где разупорядоченная матрица упрочнена когерентными интерметаллидными частицами. В данной презентации мы рассмотрим подходы к созданию тугоплавких суперсплавов. На примере нескольких известных систем сплавов, включая Al-Mo-Nb-Ta-Ti-Zr-V, Al-Cr-Mo-Nb-Ta-Ti, W-Ti-Fe, мы покажем особенности фазообразования и стабильности дисперсных выделений.

Также будут представлены данные, полученные нашей группой на примере системы Nb-Mo-Ta-V-Co-Fe-Ni-Ti-Al, в которой мы попытались создать сплав-основу с высокой устойчивостью к разупрочнению и хорошей технологической пластичностью, оценить влияние модифицирующих добавок на его фазовый состав и механические свойства, а также побороть формирование нежелательных фаз за счет оптимизации химического состава и достичь контролируемого выделения дисперсных частиц.

Работа была поддержана грантом Российского научного фонда № 24-79-10068 (https://rscf.ru/en/project/24-79-10068/).

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВА TI-6AL-4V, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

С.А. Гатина, А.И.Гареев, Н.А.Еникеев
Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
Lana_gatina@mail.ru

Ti-6Al-4V является наиболее популярным титановым сплавом, применяемым в промышленности, в том числе и медицинской. В настоящее время аддитивные технологии (АТ), такие как селективное лазерное сплавление (СЛС), открывают новые возможности для производства сложнопрофильных изделий с индивидуальным дизайном, что критически востребовано в персонализированной медицине. Однако микроструктура (α+β)-титановых сплавов, полученных методом СЛС, характеризуется столбчатыми первичными зернами и игольчатым мартенситом α', что приводит к высокой прочности, но низкой пластичности материала, а также к анизотропии свойств. Традиционные методы последующей термической обработки, направленные на получение равновесной (α+β)-структуры, часто улучшают пластичность за счет значительного снижения прочности. В данной работе для решения этой проблемы предложена циклическая термообработка (ЦТО), включающая многократные нагревы до температуры 950 °C и закалку в воду. Данный метод направлен на формирование гетерогенной (α+α')-структуры, состоящей из первичной αр-фазы глобулярной и пластинчатой морфологии, а также ультрамелкого игольчатого мартенсита. Установлено, что фрагментация и сфероидизация αр-пластин в процессе ЦТО, происходит за счет образования «бороздок» на межфазных границах при высокотемпературном нагреве, расщепления границ и взаимодействия с растущими иглами мартенсита.

В результате такой обработки получена уникальная комбинация механических свойств: высокая прочность (1257 МПа) и значительная пластичность (удлинение 15%), что превосходит характеристики как кованого материала, так и аддитивно АТ-материалов после стандартной термообработки. Предложенный подход является перспективным для создания высоконагруженных медицинских имплантатов, эксплуатируемых при температуре тела человека.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-69-10003, https://rscf.ru/project/23-69-10003/.

ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Mg-1%Zn-0,6%Ca

Н.С. Мартыненко, Д.Р. Темралиева, Е.А. Лукьянова, О.В. Рыбальченко, Э.И. Чистюхина, Э.Д. Хафизова, В.А. Андреев, С.В. Добаткин

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), г. Москва, Россия

nataliasmartynenko@gmail.com

Магниевые сплавы являются перспективными материалами для создания имплантатов нового поколения для остеосинтеза, челюстно-лицевой хирургии, краниопластики и др. Среди их преимуществ – прекрасная биосовместимость, модуль упругости и плотность, соотносимые с параметрами кортикальной кости, а также способность к биорезорбции. Последнее свойство позволяет имплантату естественным образом растворяться в организме в процессе заживления травмы, что исключает необходимость вторичного хирургического удаления и уменьшает срок восстановления пациента. Однако чистый магний обладает низкими механическими свойствами и высокой коррозионной активностью. Для решения данной проблемы магний легируют другими биосовместимыми элементами, а также подвергают пластической деформации. В данной работе проведено исследование влияния деформационной обработки методом ротационной ковки (РК) на структуру и свойства магниевого сплава Mg-1%Zn-0,6%Ca, одного из наиболее перспективных медицинских магниевых сплавов. Деформация проводилась по трем режимам: с постепенным понижением температуры с 400 до 300 °С (режим 1), с постепенным понижением температуры с 400 до 250 °С (режим 2) и при постоянной температуре 350 °С (режим 3). Во всех случаях накопленная логарифмическая степень деформации составляла 2,31.

Проведенные исследования показали, что во всех случаях РК приводит к значительному измельчению микроструктуры сплава. При этом после всех режимов формируется частично рекристаллизованная микроструктура с размером зерна 3 – 5 мкм. Однако в случае режимов 1 и 2 РК приводила к формированию микротрещин тем больше, чем ниже температура деформации. Измельчение структуры сплава приводит к росту прочности. В закаленном состоянии пределы прочности (σ_B) и текучести ($\sigma_{0,2}$) составляли 121 ± 8 и 217 ± 3 МПа соответственно при относительном удлинении (δ) – 22,0 ± 1,8%. После первого режима прочность σ_B и $\sigma_{0,2}$ выросли до 210 ± 8 и 276 ± 6 МПа соответственно, в то время как δ осталось на исходном уровне (18,3 ± 2,9%). Второй режим РК привел к росту прочности (σ_B = 293 ± 74 МПа и $\sigma_{0,2}$ = 283 ± 62 МПа) и сильному снижению пластичности (δ = 5,8 ± 3,2%). Наилучшее сочетание прочности и пластичности было достигнуто после третьего режима РК, где значения σ_B, $\sigma_{0,2}$ и δ составили 348 ± 5 МПа, 329 ± 7 МПа и 17,3 ± 2,8% соответственно.

Интересно также отметить, что сплав после РК по третьему режиму показал прекрасный уровень коррозионной стойкости и биосовместимости *in vivo*.

Работа выполнена в рамках государственного задания номер №075-00320-26-00. Автор выражает благодарность к.ф.-м.н. Рыбальченко Г.В., д.б.н. Анисимовой Н.Ю., а также проф., д.м.н. Киселевскому М.В.

ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГИБКЕ И ВЫТЯЖКЕ

Д.Н. Клепов, Е.В. Арышенский*, С.В. Коновалов
Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
ar-evgenii@ya.ru

В ходе работы изучено влияние кристаллографической текстуры на процессы деформационного формообразования при операциях холодной листовой штамповки алюминиевых сплавов А5 и 1565 ч. Установлены закономерности, связывающие состав исходной текстуры с макроскопическими технологическими показателями качества.

Для операции глубокой вытяжки ключевым параметром является фестонистость, представляющая прямое проявление планарной анизотропии механических свойств. На примере низколегированного сплава А5 показано, что для ее минимизации требуется не равновесное соотношение текстур типа Cube и β-фибера, а некоторое преобладание текстур деформации. Применение получение такой текстурной композиции в сочетании с подобранными радиусами скругления инструмента позволяет снизить высоту фестонов относительно стандартных режимов. Для высоколегированного сплава 1565ч, обязательным условием является предварительный высокотемпературный отжиг заготовки, а также применение пониженных скоростей и степеней деформации для снижения риска разрушения.

Исследование операции гибки показало, что её основной дефект - пружинение напрямую зависит от типа доминирующей текстуры. Для отожженного сплава А5 с резкой текстурой Cube высокой анизотропией: углы упругого восстановления при гибке вдоль и поперек прокатки могут достигать 1.3˚ и 0.125˚ соответственно (разница до 90%). Переход в нагартованное состояние, сопровождающийся развитием стабильных деформационных текстур β-фибера, приводит к значительному снижению этой анизотропии, но при этом вызывает рост абсолютной величины пружинения примерно до 8^0 что объясняется его высоким пределом текучести. Высоколегированный сплав 1565ч демонстрирует иное поведение: несмотря на более высокий предел текучести, он характеризуется относительно низкими значениями пружинения и его анизотропии, что объясняется размытым характером текстуры и энергоемкими механизмами пластической деформации, связанными с наличием дисперсных частиц.

Таким образом для вытяжки важно формирование заданного баланса текстурных компонент посредством регулирования режимов прокатки и термообработки. Для операции гибки благоприятными является отсутствие ярко выраженных текстурных компонент, чего можно так же добиться путем правильного выбора термодеформационной обработки, а также материала изделия.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №24-19-00590, https://rscf.ru/project/24-19-00590/.

ДОСТИЖЕНИЕ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ 77-300 К ДЛЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ Al-5Mg

Т.С. Орлова, Д.И. Садыков, Д.А. Кириленко, А.А. Левин
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
г. Санкт-Петербург, Россия
orlova.t@mail.ioffe.ru

Задача оптимального использования ресурсов приводит к необходимости создания новых легких высокопрочных материалов. Одними из перспективных кандидатов на эту роль являются высоколегированные Al-Mg сплавы в ультрамелкозернистых (УМЗ) состояниях, полученных путем структурирования методами интенсивной пластической деформации и обладающих высокой прочностью. Главная проблема таких УМЗ сплавов – их крайне низкая пластичность. Создание УМЗ структур в высоколегированных Al-Mg сплавах, которые бы обеспечили одновременно высокую прочность и функциональную пластичность (≥7%), является актуальной задачей современного физического материаловедения.

В данной работе предложен новый подход, основанный на управлении структурой границ зерен, который включает в себя ультракороткий отжиг (УКО) при повышенной температуре (277 °C, 2 мин) и последующую небольшую дополнительную деформацию (ДД), в результате применения которого было достигнуто сочетание высокой пластичности (~10%) и высокой прочности (625 МПа) для УМЗ сплава Al-5Mg (масс.%), структурированного методом кручения под высоким давлением. Показано, что применение одного только УКО при различных температурах приводит либо к высокой прочности при низкой пластичности, либо высокой пластичности при низкой прочности. Показано, что применение УКО+ДД вводит избыточную плотность дислокаций в релаксированные отжигом границы зерен и способствует формированию значительной доли (~30%) относительно крупных зерен, размер которых позволяет пластической деформации активно развиваться, повышая тем самым пластичность. Сохранение прочности на высоком уровне после обработки УКО+ДД обусловлено сохранением 70% УМЗ структуры с малым зерном (средний размер 150 нм), а также сегрегаций атомов Mg на границах зерен, обеспечивающих дополнительное упрочнение на ~100 МПа. Полученное сочетание величин прочности и пластичности значительно превосходит таковые, достигнутые к настоящему времени в мире для аналогичных сплавов с УМЗ-структурой, сформированной альтернативными методами.

Было показано, что УМЗ сплав после обработки УКО+ДД сохраняет высокую прочность (≥580 МПа) и высокую пластичность (≥7 %) во всем диапазоне температур 77-300 К, что открывает перспективы его широкого применения при низких температурах. Кроме того, для сплава в этом состоянии был выявлен аномальный характер температурных зависимостей прочности и пластичности в диапазоне 253-193 К – снижение прочности и увеличение пластичности при понижении температуры деформации.

УДАРНО-ВОЛНОВОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-5Al-5Mo-5V ПРИ НОРМАЛЬНЫХ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных, И.А. Черепанов, В.Е. Брейкина, С.В. Разоренов
Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, г. Черноголовка Россия
garkushin@ficp.ac.ru

Представлены экспериментальные результаты с титановым псевдо-β-сплавом системы Ti-5Al-5Mo-5V (отечественная марка ВТ22) при нормальной и повышенной температурах до 600˚С в условиях одномерного ударного нагружения. Сплав ВТ22 благодаря своим исключительным механическим свойствам используется для изготовления сильнонагруженных деталей, в авиационной и оборонной технике. Механические свойства сплава ВТ22 при низких скоростях деформирования $\leq 10^3$ с-1 в широком температурном диапазоне хорошо изучены. В настоящее время большинство исследований его механических свойств ведутся с помощью разрезного стержня Гопкинсона. Систематические измерения температурно-скоростных зависимостей напряжения течения и разрушения при высокоскоростной деформации в условиях ударно-волнового нагружения ранее не проводились.

В качестве исходного материала для исследований был использован горячекатаный полуфабрикат (пруток Ø30) высокопрочного титанового сплава ВТ22 производства ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Часть образцов подвергали высокотемпературной обработке в двухфазной (α+β) и однофазной β - области по четырем режимам. Для испытаний в условиях одномерного ударного нагружения вырезались плоскопараллельные образцы толщиной 0.4, 2, 4.5 и 10 мм. Плоскость нагружения была перпендикулярна направлению прокатки. Испытаниям при температурах 350˚С и 600˚С подвергались образцы только в горячекатаном состоянии. Температура контролировалась в непосредственной близости от оси удара. Одномерные импульсы ударного сжатия генерировали ударом пластины (алюминий, медь) от 0.1 до 2 мм со скоростью 500 до 1900 м/с. Метание ударников осуществляли с помощью взрывных устройств и пневматической пушки калибром 50 мм. В экспериментах осуществлялась непрерывная регистрация движения свободной тыльной поверхности образца с применением лазерного допплеровского измерителя скорости «VISAR». Профили скорости свободной поверхности фиксировались с разрешением 1 нс по времени и ±3 м/с по величине измеряемой скорости. Впервые получены данные об эволюции импульсов сжатия в зависимости от начального фазового состава титанового сплава ВТ22. Исследован процесс формирования двухволновой конфигурации упругопластического ударного сжатия в зависимости от температуры. Показано, что сплав представленный преимущественно метастабильной β – фазой, демонстрирует снижение динамического предела упругости и откольной прочности в диапазоне скоростей деформирования 10^4 до 10^7 с$^{-1}$.

Финансирование работы: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда «Экспериментальное исследование влияния температуры и структурного состояния на напряжения течения титановых сплавов при одномерном ударно-волновом нагружении» проект 25-29-00899 (https://rscf.ru/project/25-29-00899/).

ЭКСПРЕСС-МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЛУБИНЫ АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ В ДЛИННОМЕРНЫХ ЗАГОТОВКАХ ИЗ СТАЛИ 38ХН3МА

Ю.И. Криворучко, Н.О. Ливанова, Г.А. Филиппов
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
n.livanova@chermet.net

В настоящей работе проведен анализ однородности распределения микроструктуры и микротвердости эффективного азотированного слоя по длине длиномерных заготовок коленчатых валов из стали 38ХН3МА. Предложена фрактографическая экспресс-методика определения эффективной глубины азотированного слоя.

Газовое азотирование проводили в шахтной печи в по следующему режиму: после закрытия крышки печи продувка и подача аммиака при температуре 30-40ºС; время прогрева садки 10 часов; I ступень азотирования – интервал температур 490-500ºС, длительность 40 часов, степень диссоциации 20-30%; II ступень азотирования – интервал температур 520-528ºС, длительность 109 часов, степень диссоциации 40-60%. Образцы-свидетели в виде пластин размером 30×20×6 мм с прорезью глубиной 20 мм во время азотирования были подвешены непосредственно вблизи поверхности вала и располагались по высоте печи на различном расстоянии.

Установлено, что микроструктура и фазовый состав исследованных образцов-свидетелей идентична. Во всех исследованных образцах с поверхности присутствует светлый нетравящийся слой. При больших увеличениях в нем можно выделить с поверхности фрагментарную серую полосу окислов глубиной до 2 мкм. Далее по глубине следует ε-фаза внедрения с вторичными выделениями избыточной γ′ $(FeMe)_4N$. Глубина этого слоя не равномерная, изменяется в пределах 10,8-16,5 мкм. Расположенный глубже слой со структурой эвтектоида α+γ′ имеет глубину ~80 мкм, но его границы размыты. Поскольку структура основного металла представляет собой сорбит отпуска и практически не отличается от структуры азотированного слоя в области α+γ′, металлографическим методом точно определить глубину азотирования затруднительно. Поэтому был применен метод распределения микротвердости по сечению, на твердомере Matsuzawa MMT-X7A с нагрузкой - 100 г с двух противоположенных сторон образца-свидетеля. Построены распределения микротвердости по глубине азотированного слоя и определены следующие параметры: микротвердость вблизи поверхности и глубина слоя с твердостью более 400 и более 300 HV, а также общая глубина азотированного слоя.

Были оценены параметры макростроения изломов при визуальном осмотре, а именно глубина хрупкого мелкокристаллического излома по месту азотированного слоя. На этих же изломах были проведены фрактографические исследования с использованием растрового сканирующего микроскопа, а также определено содержание азота по глубине слоя.

Установлена корреляция между макро- и микростроением излома, микротвердостью, структурой по глубине азотированного слоя, что позволяет проводить экспресс оценку глубины азотированного слоя.

СТАТИСТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА ФИЗИЧЕСКОГО САМОЗАЛЕЧИВАНИЯ ИНТЕРФЕЙСОВ ПОЛИМЕР–ПОЛИМЕР В УСЛОВИЯХ ОГРАНИЧЕННОЙ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ПОДВИЖНОСТИ

Ю.М. Бойко
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
yuri.boiko@mail.ioffe.ru

Залечивание интерфейсов между контактирующими веществами в конденсированном состоянии является неотъемлемой частью многообразных явлений физической, химической и биологической природы. Движущей силой этого процесса в полимерах является взаимная диффузия сегментов цепей через интерфейс по механизму рептации (змееобразное перемещение индивидуальной цепи вдоль своего контура в густо переплетённой среде цепей-соседей при ведущей роли концов цепей). Это приводит к увеличению концентрации межмолекулярных связей Ван-дер-Ваальса, приходящихся на единицу площади контакта, и формированию межцепных топологических зацеплений. В результате интерфейс приобретает способность к сопротивлению внешнему механическому воздействию.

Мерой эффективности процесса самозалечивания интерфейса (залечивания без добавления промоутеров адгезии) является величина адгезионной прочности (σ), а исследование кинетики её эволюции от температуры (T) и времени контакта является ключевым фактором для выяснения молекулярного механизма этого процесса и его прогнозирования. Особый интерес представляют начальные стадии самозалечивания, в частности, определение температуры диффузионного зарождения σ ($T_0^{\text{адг}}$), которая является пороговой для активации большеамплитудного ротационно-трансляционного сегментального движения, реализуемого лишь в девитрифицированных полимерных системах.

Для углубления представлений об этом интересном физическом феномене весьма полезным и информативным является проведение комплексного статистического анализа распределений σ для серии интерфейсов полимер–полимер при использовании аморфных и частично кристаллических полимеров с различными архитектурой и длиной цепи. Самозалечивание интерфейсов проводилось при T ниже T стеклования объёма полимера ($T_c^{\text{об}}$), то есть при условиях, когда сегментальное движение в объёме образца заморожено. На первый взгляд, сам факт самозалечивания при $T < T_c^{\text{об}}$ представляется маловероятным. Однако с учётом эффекта понижения T_c в приповерхностном слое ($T_c^{\text{пов}}$) по сравнению с $T_c^{\text{об}}$ и проведением процесса фактически при $T_c^{\text{пов}} < T < T_c^{\text{об}}$, диффузионный характер развития событий на молекулярном уровне на интерфейсе при $T > T_c^{\text{пов}}$ представляется вполне реалистичным. Аргументируется тождественность $T_0^{\text{адг}}$ и $T_c^{\text{пов}}$, открывающая возможность определения $T_c^{\text{пов}}$ по легко измеряемому значению $T_0^{\text{адг}}$. С целью выяснения наиболее корректной формы описания серии массивов экспериментальных распределений $\sigma(n)$, где n – число параллельных измерений ($n \geq 10$), использован широкий круг статистических методов, включая модели Вейбулла, Гаусса и тесты на нормальность. Установлен сложный характер статистического описания σ в широком интервале T, включая $T = T_0^{\text{адг}}$.

ОСОБЕННОСТИ КРИВЫХ РАСТЯЖЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В СОПРОВОЖДЕНИИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА

В.В. Столяров
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва, Россия
vlstol@mail.ru

Одноосное растяжение является традиционным в исследованиях влияния внешних воздействий на деформационное поведение материалов. Одним из таких воздействий является импульсный электрический ток высокой плотности, сопровождающий деформацию образца растяжением. Вид и относительное расположение кривых «напряжение-деформация» при растяжении оказался зависимым от многих факторов, включая микроструктуру материала и режимы импульсного тока. Особенностью деформационных кривых является возникновение скачков напряжения, амплитуда, направление и форма которых зависят от скважности и плотности импульсного тока, а также от электропроводности, размера зерен и фазовых переходов материала.

В работе представлены и анализируются деформационные кривые для чистых металлов (титан ВТ1-0, алюминий АД1, медь М1), отличающихся электропроводностью, а также сплавов на их основе (ВТ6, бронза, AlMg2) и сплава с памятью формы на основе соединения TiNi. Деформация выполнялась квазистатическим растяжением при скорости 1 мм/мин на образцах круглого и прямоугольного сечения. Выбранные режимы импульсного тока соответствовали пороговым значениям возникновения электропластического эффекта и обеспечивали гарантированное его наблюдение, либо преимущественно атермического при высокой скважности $Q>1000$, либо преимущественно теплового при низкой скважности $10 \leq Q \leq 100$. Акцент в исследовании был сделан на атермическом электропластическом эффекте, сопровождающемся скачками напряжения.

Показано, что влияние плотности тока на амплитуду скачка напряжений и температуру образца носит экспоненциальный характер и свидетельствует о термоактивационных процессах в материалах. Критическая плотность тока возрастала с увеличением электропроводности, чистоты и уменьшением размера зерен в структуре материалов. Сравнение амплитуды скачков в разных зонах деформации позволяет утверждать, что в упругой области их амплитуда наименьшая, а природа обусловлена тепловым расширением. В пластической зоне скачки имеют кратно большую амплитуду, связанную преимущественно с движением дислокаций.

Анализ формы скачков напряжения показал, что их профиль имеет асимметричность во времени, связанную с разной скоростью теплопередачи при мгновенном объемном нагреве от импульса тока и замедленном поверхностном охлаждением образца. Жесткость испытательной машины тоже может вносить определенный вклад в асимметрию формы скачка, которая в «мягких» машинах замедляет восстановление напряжения.

Работа выполнена за счет средств Госзадания FFGU-2026-0003.

ТРЕЩИНА В ПОЛЕ МИКРОДЕФЕКТОВ: О ПРИМЕНИМОСТИ МОДЕЛИ ГОМОГЕНИЗИРОВАННОЙ СРЕДЫ

Ю.Г. Пронина[1], Г.М. Шувалов[1], М.В. Мартынюк[2], М.Л. Качанов[3]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, РФ

[2]Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород, РФ

[3]Тафтский университет, г. Бостон, США

y.pronina@spbu.ru

В реальных материалах часто присутствуют дефекты различных масштабных уровней. В данной работе рассматривается задача о трещине, расположенной в поле дефектов (трещин и пор) меньшего масштабного уровня, и исследуется вопрос об адекватности моделирования материала, окружающего трещину, с дефектами меньшего масштабного уровня гомогенизированной средой с такими же эффективными упругими свойствами. Важно, что легитимность этой гомогенизации зависит от изучаемой величины: при исследовании влияния микродефектов на коэффициенты интенсивности напряжений у кончика макротрещины гомогенизация часто приводит к неправильным результатам, в то время как при расчете податливости макротрещины погрешность гомогенизации может оказаться приемлемой. Одна из проблем, возникающих при гомогенизации материала с микродефектами, заключается в том, что некоторые компоненты тензора дополнительной податливости макротрещины – ненулевые в материале с явно моделируемыми дефектами – при гомогенизации могут стать нулевыми. Исследуется вопрос о возможности пренебречь этим фактором; в тех случаях, когда это возможно, далее необходимо исследовать вопрос о соотношении размеров макротрещины и мелких дефектов, при которых разница в результатах моделирования раскрытия трещины в поле явных дефектов и в гомогенизированной среде будет находиться в рамках допустимой погрешности. Погрешность гомогенизации для упорядоченных микроструктур, как правило, меньше, чем для случайных. Тем не менее, даже для упорядоченных микроструктур погрешность гомогенизации может существенно зависеть от взаимного расположения трещины и малых дефектов, если контраст размеров недостаточно велик.

Ю.Г.П. и Г.М.Ш. выражают признательность Российскому научному фонду за финансовую поддержку (грант № 25-29-00565), https://rscf.ru/project/25-29-00565/.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ СЕРЕБРА И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ СПЛАВОВ Zn-Ag-Cu

Э.Д. Хафизова[1,2], М.В. Поленок[1], Р.К. Исламгалиев[1], Н.С. Мартыненко[2], Е.А. Лукьянова[2], О.В. Рыбальченко[2]

[1]Уфимский университет науки и технологий (УУНиТ), г. Уфа, Россия

[2]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), г. Москва, Россия

ela.90@mail.ru

Разработка биодеградируемых металлических имплантатов представляет собой актуальное направление современной биомедицины. Идеальный материал для временных имплантатов, таких как сосудистые или уретральные стенты, должен быть биосовместимым, иметь высокие механические свойства для выполнения опорной функции и контролируемую скорость растворения в организме, исключающую необходимость повторной операции. Чистый цинк, являясь жизненно важным микроэлементом, обладает оптимальной биосовместимостью и скоростью деградации, однако его низкая прочность и пластичность делают его непригодным для практического использования. Для решения данной задачи применяют целенаправленное легирование с последующей деформацией.

Для легирования применяли такие элементы, как серебро (Ag) и медь (Cu), которые обладают антибактериальными свойствами, что критически важно для профилактики послеоперационных инфекций. В работе исследовалась система Zn-Ag-Cu с различным содержанием серебра (1%, 3%, 4%) и последующей интенсивной пластической деформацией - равноканальное угловое прессование (РКУП) от 150-350 °C.

Повышение содержания Ag в сплавах Zn-Ag-Cu приводит к увеличению объемной доли интерметаллидных фаз ($AgZn_3$, $(AgCu)Zn_4$), выделяющихся по границам зерен. ИПД эффективно измельчает грубую литую структуру (~300 мкм) до ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния с размером зерен 2–3 мкм независимо от состава, способствуя равномерному распределению вторичных фаз.

Исходная прочность сплавов растет с увеличением содержания Ag. РКУП повышает прочностные характеристики (предел прочности возрастает в 3–4 раза, например, с ~56 МПа до ~187 МПа для сплава Zn-3Ag-1Cu) и одновременно значительно увеличивает пластичность (относительное удлинение достигает 50–55% против долей процента в исходном состоянии). Это обеспечивает переход от хрупкого к вязкому механизму разрушения, что критически важно для имплантатов.

Таким образом, получаемый материал интегрирует в себе три ключевых для временного имплантата качества: биологическую безопасность с антимикробным эффектом, высокие механические свойства, а также возможность управления скоростью его растворения в организме за счет регулирования структуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания номер № 075-00320-26-00. Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

ДИСЛОКАЦИИ НЕСООТВЕТСТВИЯ В КОМПОЗИТНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ С РЕЗКИМИ И РАЗМЫТЫМИ ГРАНИЦАМИ РАЗДЕЛА

А.М. Смирнов[1], Д.К. Наумов[1], С.А. Красницкий[1], М.Ю. Гуткин[1,2]
[1]Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]ИПМаш РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
smirnov.mech@gmail.com

Оптоэлектронные устройства на основе одномерных гетероструктур обладают рядом ключевых преимуществ перед традиционными планарными аналогами, включая низкую плотность кристаллических дефектов, повышенную эффективность вывода излучения и увеличенную площадь светоизлучающей поверхности. Рост таких гетероструктур, к которым относятся композитные нанопроволоки (КНП) типа «ядро-оболочка», в большинстве случаев представляет собой кинетически контролируемый процесс, далекий от термодинамического равновесия. Дисбаланс между скоростью подачи материала и скоростью его упорядочения приводит к ряду взаимосвязанных явлений, вызывающих размытие границы раздела. В результате в КНП формируется не атомарно резкая, а диффузная граница раздела толщиной от нескольких до десятков нанометров, в которой состав плавно меняется от материала ядра к материалу оболочки.

Размытие границы раздела в КНП, с одной стороны, приводит к снижению механических напряжений, с другой – ухудшает электронные и оптические свойства КНП, например, сглаживая потенциальные барьеры в квантовых ямах или способствуя утечке носителей заряда. Поскольку диффузная граница в КНП подавляет образование дислокаций несоответствия (ДН) за счет снижения упругой энергии КНП, этот эффект необходимо учитывать в строгих теоретических моделях, описывающих релаксацию напряжений несоответствия в таких КНП.

Таким образом, в настоящем исследовании разработана аналитическая модель зарождения ДН в КНП типа «ядро-оболочка» с размытой границей раздела. Показано, что резкие границы максимизируют выигрыш в энергии при образовании ДН, тогда как диффузные границы подавляют этот процесс, особенно в КНП с малым ядром. Установлено, что оптимальное положение образования ДН в КНП в первую очередь определяется геометрическими параметрами КНП и слабо зависит от материалов КНП. Выявлено, что широкая размытая граница в КНП снижает вероятность образования ДН, а увеличение параметра несоответствия между кристаллическими решётками ядра и оболочки, наоборот, способствует этому процессу.

Работа выполнена в рамках государственного задания (проект FSER-2025-0005).

ПОЛУЧЕНИЕ БАЛАНСА ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ МЕТОДАМИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

С.О. Рогачев[1,2], Е.А. Наумова[2], В.А. Андреев[1]
[1]ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия
[2]НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия
csaap@mail.ru

Получение баланса высокой прочности и пластичности в алюминиевых сплавах методами больших пластических деформаций (англ. Severe Plastic Deformation) возможно за счет микроструктурного дизайна, обеспечивающего различные процессы аккомодации (релаксации напряжений). Обычно пластичность снижается в сплавах на основе твердых растворов. Напротив, сплавы эвтектического типа с ограниченной растворимостью демонстрируют превосходное сочетание прочности и пластичности.

В данной работе обобщены данные о влиянии наиболее распространенных методов больших пластических деформаций (кручение под высоким давлением – КВД и равноканальное угловое прессование – РКУП) на микроструктуру и механические свойства эвтектических сплавов систем Al–X и Al–X–Y (где X, Y – Ca, Ce, La, Ni, Fe).

КВД проводили на образцах диаметром 20 мм и толщиной 1,5 мм при комнатной температуре и давлении 5…6 ГПа за 3…5 оборотов, а РКУП – на образцах диаметром 20 мм и длиной 100 мм при температуре от комнатной до 400 ºС за 2…6 проходов.

Установлено, что тип и объемная доля частиц эвтектики существенно влияет на комплекс механических свойств. Наилучший баланс прочности-пластичности достигнут методом КВД в сплавах с объемной долей частиц эвтектики не более 15…20%. Это сплавы эвтектического состава – Al–10Ce, Al–10La, Al–6Ni (масс. %) и доэвтектического, например, Al–3Ca–3Ce и Al–3Ca–1Fe. Во всех этих сплавах при КВД формируется однотипная преимущественно зеренная микроструктура в нано- и субмикронном диапазоне с низкой плотностью дислокаций, содержащая наноразмерные частицы измельченной эвтектики. После КВД прочность сплавов лежит в диапазоне 350…650 МПа, а удлинение – 5…18%. В доэвтектических сплавах Al–Ca с добавками железа и марганца (около 1%) в процессе КВД происходит трансформация частиц Al_4Ca в сегрегации кальция; этот процесс, накладываясь на структурообразование, приводит к получению наноразмерной микроструктуры, что обеспечивает наибольшую прочность сплава (700…750 МПа) при относительном удлинении 5…9%. Обработка методом РКУП также улучшает баланс прочности-пластичности сплавов, как эвтектического, так и доэвтектического состава, однако прочность существенно ниже, чем после КВД, что обусловлено разной микроструктурой. Обычно при РКУП в этих сплавах формируется смешанная мелкокристаллическая структура с высокоугловыми границами и субмикрокристаллическая – с преобладанием малоугловых границ; частицы эвтектики дробятся, но остаются довольно крупными. После РКУП прочность сплавов лежит в диапазоне 190…310 МПа, а удлинение – 1…12%.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00320-26-00.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ 12% ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

А.Э. Федосеева

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, Россия
fedoseeva@bsuedu.ru

Высокохромистые стали являются перспективным материалов для изготовления роторов и лопаток паровых турбин тепловых электростанций, способных работать при суперсверхкритических параметрах острого пара, что обеспечивает прирост КПД таких электростанций до 45%. Несмотря на то, что 9% хромистые стали демонстрируют высокую микроструктурную стабильность при эксплуатации при температурах свыше 600°C, 12%-хромистые стали обладают более высокой коррозионной стойкостью, что делает их выигрышными кандидатами при эксплуатации в экстремальных условиях. К основным проблемам 12% Cr сталей можно отнести формирование зерен дельта-феррита, что препятствует однородной деформации материала в условиях ползучести, и замещение неравновесных мелкодисперсных частиц VN крупными равновесными частицами Z-фазы (CrVN). Однако обе проблемы решаются путем изменения схемы легирования и применения термомеханической обработки. Снижение содержания азота до 0,002%, помимо предотвращения образования частиц Z-фазы, также дает возможность увеличить содержание бора до 0,01%, что обеспечивает высокое сопротивление к укрупнению частиц $M_{23}(C,B)_6$ при ползучести, которые выступают в качестве основной упрочняющей фазы в материале. Чередующиеся операции ковки и отжига при термомеханической обработке обеспечивают растворение зерен дельта-феррита и крупной фазы W_2B, тем самым обогащая твердый раствор мартенсита хромом, вольфрамом и бором. Такие модификации в микроструктурном дизайне 12% Cr сталей обеспечивают одновременный прирост как сопротивления ползучести (предел ползучести до 1% при 650°C на базе 100 000 часов превышает 100 МПа), так и сопротивления ударным нагрузкам (KCV более 60 Дж×см$^{-2}$ при -60°C). Прирост сопротивления ползучести обеспечивается за счет снижения скорости укрупнения зернограничных частиц $M_{23}(C,B)_6$ и частиц фазы Лавеса почти на порядок в течение 24 500 часов ползучести по сравнению с обработкой закалка с последующим отпуском. При этом высокая доля (более 35%) мелких карбидов $M_{23}(C,B)_6$ и частиц фазы Лавеса (<50 нм) сохраняется на малоугловых границах мартенситных реек в течение длительной ползучести. Оба этих фактора приводят к исключительной микроструктурной стабильности реечной структуры троостомартенсита к укрупнению, вызванному высокой температурой и деформацией, в течение длительной ползучести.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение № 24-79-10112). Авторы выражают благодарность центру коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ" за предоставленное оборудование для проведения механических испытаний и структурных исследований.

ВЛИЯНИЕ ЗАМЕНЫ МОЛИБДЕНА НА ВАНАДИЙ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ FE-CO-NI-CR-(MO,V)-B

А.И. Базлов[1,2], Е.В. Убыйвовк[1], Э.Н. Занаева[1,2], М.С. Пархоменко[1,2]
[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия
bazlov@misis.ru

Высокоэнтропийные аморфные сплавы являются новым перспективным материалов для создания изностойких и коррозионностойких покрытий. Применение высокоэнтропийного подхода позволило во многом изменить прочностные и коррозионные свойства хорошо известных быстрозакаленных аморфных сплавов систем Fe-B и Fe-B-Si, нашедших массовое применение в радиотехнической сфере. Частичная замена железа на такие элементы как кобальт, никель, хром, молибден привела к значительному росту стеклообразующей способности, что позволяет значительно снизить содержание металлоидов в составе сплавов, что совместно с высоким содержанием хрома в составе сплавов, что позволяет повысить коррозионную стойкость сплавов при сохранении высоких прочностных свойств. При этом изменение состава сплавов оказывает значительное влияние на процессы термической кристаллизации сплавов. Введение пятого металла в систему Fe-Co-Ni-Cr-B, приводит к формированию многостадийного процесса кристаллизации при нагреве, что обусловлено, не только кристаллизацией аморфной фазы, но и фазовыми превращениями в кристаллизующихся фазах.

Работа посвящена исследованию фазовых превращений наблюдаемых при кристаллизации сплавов $(Fe_{0,25}Co_{0,25}Ni_{0,25}Cr_{0,125}(Mo,V)_{0,125})_{100-x}B_x$, где x=11-25. Объектами исследования являлись *б*ыстрозакаленные лентытолщиной около 20 мкм Фазовый состав сплавов в закаленном состоянии и после термической кристаллизации проводился методом рентгеновской дифрактометрии. Структуру сплавов исследовали методами просвечивающей (ПЭМ) и сканирующей (СЭМ) электронной микроскопии Характеристические температуры сплавов определяли с использованием дифференциального термического анализа.

Частичная и полная замена молибдена на ванадий приводит к изменению процесса кристаллизации нехарактерному для аморфных сплавов, когда в процессе термической кристаллизации происходит превращение схожее с полиморфным, когда аморфная фаза полностью превращается в однофазный ГЦК твердый раствор. Такое поведение приводит к формированию метастабильного пересыщенного бором ГЦК твердого раствора, который при дальнейшем нагреве распадается с формированием боридов. Формирование такого метастабильного состояния интересно не только с фундаментальной, но и с практической точки зрения, так как открывает возможность использование принципов старения для дополнительного управления структурой материала и его свойствами.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10055-П.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ

О.К. Камынина[1], С.Г. Вадченко[2], Д.В. Прохоров[1], А.Н. Некрасов[3]
[1]ИФТТ РАН, г. Черноголовка, Россия
[2]ИСМАН, г. Черноголовка, Россия
[3]ИЭМ РАН, г. Черноголовка, Россия
kok@issp.ac.ru

Слоистые композиционные материалы, состоящие из слоев металла и керамики (композитная сэндвич-структура), представляют интерес для авиационной, аэрокосмической, строительной, автомобильной техники и других областей промышленности. Основное преимущество таких материалов – способность обеспечить сложный набор требуемых характеристик благодаря сочетанию свойств металла и керамики. Например, уменьшение массы конструкции при сохранении или улучшении термомеханических и коррозионных свойств, в том числе прочность, сопротивление усталости, ползучести, окислению. Однако, различие физических свойств керамики и металла осложняют получение слоистых композиционных материалов, которые бы обладали одновременно прочностью и пластичностью.

В работе представлены результаты исследований механических характеристик композитов, состоящих из слоев металла (Ti, Hf, Nb, Ta, Ni) и слоев керамики (TiB, TiB_2, TiC, Ti_5Si_3). Слоистые композиционные материалы были получены в режиме горения. Прочностные свойства синтезированных материалов определяли по схеме трехточечного нагружения при температурах 25ºС и 1100ºС. При оценке механических свойств слоистого композита в процессе испытаний на трехточечный изгиб вели запись нагрузка – прогиб образца.

Экспериментальные результаты показали, что до достижения предела прочности во всех исследуемых образцах наблюдается преимущественно упругая деформация, после достижения предела прочности имеет место вязкий характер разрушения образцов. При этом не происходит полного разлома образца: фольги металлов (Ta, Nb) обладают высокой пластичностью, и промежуточные слои, сформированные твердыми растворами, успешно препятствуют развитию трещин снижая концентрацию напряжений. Как правило, трещина распространяется по керамике, вдоль направления нагрузки. Следует отметить, что рассеяние энергии происходит в основном за счет образования магистральных трещин в слоях керамики, которые эффективно затормаживаются в вязких слоях твердого раствора и фольг чистого металла. Практически полное отсутствие трещин вдоль слоев указывает на высокую адгезию образовавшихся соединений с соседними слоями. При этом, полученные значения механических характеристик показывают перспективность разработки новых слоистых композитов, способных работать в экстремальных условиях.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Al-Cu-Mg-Li СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ НАГРЕВОВ

М.Р. Газизов, М.Ю. Газизова
Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, Россия
gazizov@bsuedu.ru

Сплавы Al-Cu-Li применяются в качестве конструкционных материалов в современном авиастроении и космической промышленности благодаря сочетанию низкой удельной массы, повышенного модуля упругости, хорошей трещиностойкости и высоких прочностных свойств. Одним из недостатков Al-Cu-Li сплавов является их относительно низкая жаропрочность. На данный момент представлено 3-е поколение Al-Cu-Li сплавов с пониженным содержанием лития (<1 масс. %) и добавками Mg, Ag, Zn, Mn для улучшения механических свойств. Влияние указанных добавок на свойства и эволюцию микроструктуры сплавов Al-Cu-Li при нагревах остаются плохо изученными.

В рамках работы исследовано влияние длительных нагревов (отжигов) при 200°C на механические свойства и микроструктуру Al-Cu-Li сплава третьего поколения - Al-4,3Cu-0,95Mg-0,8Li-0,5Zn-0,45Ag-0,29Mn (в масс. %) - после термической обработки (ТО) низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) в сравнении со жаропрочным сплавом системы Al-Cu-Mg-Ag. Исследуемый Al-Cu-Li сплав в зависимости от обработки имеет более высокие прочностные характеристики при температурах до 200°C и временах выдержки до ~100 ч, чем Al-Cu-Mg-Ag сплав. Увеличение температуры (до 250°C) и времени отжига прочностные характеристики исследуемых сплавов становятся сопоставимыми, тогда как в целом пластичность Al-Cu-Mg-Ag сплава выше, чем в Al-Cu-Li сплаве при аналогичных условиях нагрева.

В Al-Cu-Li сплаве после НТМО наблюдается увеличение диаметра $\{111\}_{Al}$ пластин T_1-фазы (Al_2CuLi), тогда как после ТО данный параметр постепенно уменьшается до сопоставимых величин в процессе отжига в течение до 480 ч при 200°C. В обоих состояниях сплава характерно увеличение толщины пластин, а также уменьшение плотности их выделения и объемной доли. После отжига в течение 480 ч происходит снижение объемной доли пластин до 0,1% и 0,4% в Al-Cu-Li сплаве после ТО и НТМО, соответственно. Длина и диаметр $<100>_{Al}$ стержней S-фазы (Al_2CuMg), а также плотность их выделения не изменяются в сплаве после ТО в процессе отжига 8-480 ч. В сплаве после НТМО размеры стержней значительно увеличиваются, а плотность их выделения снижается при аналогичных условиях отжига.

В ходе отжигов при 200°C в Al-Cu-Li сплаве происходит выделение относительно грубых частиц Ag, а также $\{100\}_{Al}$ пластин фазы, содержащей Cu и Zn, в результате перераспределения легирующих элементов в процессе растворения $\{111\}_{Al}$ пластин, на межфазных границах которых они имеют тенденцию к образованию сегрегаций.

Таким образом, деградация прочностных характеристик и увеличение пластичности в Al-Cu-Li сплаве в процессе отжига при 200°C происходит за счет растворения $\{111\}_{Al}$ пластин, увеличения доли $<100>_{Al}$ стержней и выделения различных Ag и Cu-Zn-содержащих фаз.

Исследование выполнено за счет гранта РНФ № 25-29-00705, https://rscf.ru/project/25-29-00705/.

ОБ ИСКАЖЕНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ α-Fe ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

В.П. Филиппова[1], А.А. Томчук[2,3], Е.Н. Блинова[1]
[1]ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, РФ
[2] МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва, РФ
[3] РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва, РФ
varia.filippova@yandex.ru

Методом рентгеновской дифрактометрии исследовалось влияние кручения под высоким давлением (КВД деформации) на период кристаллической решетки ряда твердых растворов на основе α-Fe. Установлено, что при деформации КВД , в условиях квазигидростатического давления, создаваемого с применением наковальни Бриджмена, происходит как уменьшение, так и увеличение периода кристаллической решетки твердых растворов по сравнению с недеформированным состоянием. При этом, в образце чистого α-Fe и сплаве с минимальным содержанием растворенных компонентов происходит деформационное увеличение периода решетки.

Полученные результаты обсуждаются с позиций возможных механизмов взаимодействия атомов растворенных элементов с образующимися при деформации вакансиями, исходя из действия принципа Ле-Шателье. А именно: влияние КВД деформации на период кристаллической решетки твердых растворов на основе α-Fe объясняется взаимодействием между растворенными атомами разного сорта, вызывающими сжимающие (P, S) или растягивающие (Mo, Ni, Cr, Al, Sn, B) искажения, и между атомами и вакансиями, образующимися в процессе деформации, а также изменением растворимости элементов под действием сжимающей нагрузки.

Наблюдаемое деформационное увеличение периода кристаллической решетки по сравнению с недеформированным состоянием образцов чистого α-Fe и сплава с минимальным содержанием растворенных компонентов противоречит предложенному объяснению экспериментальных результатов взаимодействием растворенных атомов и вакансий, основанному на принципе Ле-Шателье.

Компьютерным моделированием межатомных парных взаимодействий, на основе метода молекулярной динамики, показано, что возможным механизмом увеличения периода кристаллической решетки чистого α-Fe при деформации КВД в условиях квазигидростатического давления, является образование бивакансий, вызывающих локальное увеличение межатомных расстояний. Это предположение подтверждается отклонением концентрационной зависимости от линейного соотношения в сторону увеличения периода решетки в исследованных методом рентгеновской дифрактометрии образцах чистого α-Fe и сплавах, содержащих малое количество растворенных примесей S, P, N, C и других. Согласно данными рентгеновской дифрактометрии и компьютерного моделирования получается, что количество бивакансий в чистом α-Fe может быть существенно выше, чем вакансий, что приводит к увеличению периода кристаллической решетки по сравнению с твердым раствором.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

К.А. Полякова[1], Е.П. Рыклина[1], Е.С. Остропико[2], В.С. Комаров[1,3], В.А. Андреев[3]
[1]НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия
[2] Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[3] ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия
vachiyan@yandex.ru

Одна из проблем массового использования сплавов TiNi состоит в обеспечении воспроизводимости функциональных характеристик материала в изделиях разного сечения. В работе исследовали мартенситные превращения и функционально-механические свойства сплава Ti–50,8 ат.%Ni в разных структурных состояниях при использовании проволоки разного диаметра 0,6 мм и 1,2 мм. Проволока была получена в результате горячей деформации при температуре 600 °С на заключительной стадии. Половину проволоки подвергали рекристаллизационному отжигу при 850 °С, 1 ч. На следующем этапе исходную горячедеформированную и рекристаллизованную проволоку подвергали старению при 450 °С, 5 ч. Механические испытания при растяжении проводили на машине INSTRON 5966; обратимый эффект памяти формы (ЭПФ) определяли на термомеханическом анализаторе Netzsch TMA 402 F1 Hyperion.

Последовательность мартенситных превращений (МП) в каждом исходном структурном состоянии не зависит от диаметра проволоки. Температуры МП в исходном горячедеформированном состоянии несколько различаются, после рекристаллизации наблюдается полная сходимость.

Влияние сечения на механические свойства, ЭПФ и ОЭПФ носит сложный неоднозначный характер, существенно зависящий от структурного состояния материала: в исходном деформированном и рекристаллизованном материале определяется наибольшее количество характеристик, зависящих от сечения проволоки; рекристаллизованный материал, подвергнутый последующему старению, обнаруживает наименьшую чувствительность к масштабному фактору.

Наиболее выраженная чувствительность наблюдается в значениях фазового предела текучести ($\sigma_ф$) и пластичности при разрушении: в проволоке диаметром 0.6 мм значения $\sigma_ф$ в 1,3–2,0 раза выше и пластичность в 1,6–2,5 раза ниже по сравнению с проволокой диаметром 1,2 мм. Дислокационный предел текучести в тонкой проволоке на 50–100 МПа выше, чем в массивной. В деформированном состоянии определяется отрицательный (аустенитный) ОЭПФ, а в рекристаллизованном материале – исходном и после старения – положительный (мартенситный) ОЭПФ. Упругая/сверхупругая деформация и ОЭПФ остаются нечувствительными к сечению проволоки во всех структурных состояниях. Реальный технологический процесс получения проволоки не позволяет обеспечить полностью идентичные свойства в проволоке разного сечения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №24-79-10322, https://rscf.ru/project/24-79-10322/». Часть исследований проводилась с использованием центра термогравиметрических и калориметрических исследований Научного парка СПбГУ.

ВЛИЯНИЕ ДВУХСТАДИЙНОЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ (Q&P) ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,25 И 0,33%

С.И. Борисов, Е.С. Ткачёв, Р.О. Кайбышев
Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, Россия
borisov_si@bsuedu.ru

Проведено исследование влияния двухстадийной низкотемпературной (Q&P) обработки на формирование микроструктуры и механических свойств высокопрочных сталей, легированных кремнием (~1,5 вес.%) и содержащих 0,25 и 0,33 вес.% углерода. Обработка включала аустенитизацию при 900°C, закалку в соляную ванну с температурой 210 и 230 °C, последующее изотермическое распределение при 350°C и 500 °C с различным временем выдержки и охлаждение в воду.

Легирование кремнием смещает температуру выделения цементита в область более высоких значений, что способствует формированию в процессе Q&P обработки многофазной структуры. Данная структура состоит из первичного мартенсита с наноразмерными переходными карбидами η-Fe_2C, остаточного аустенита различной морфологии, бейнитного феррита, образующегося на стадии изотермического перераспределения, и вторичного мартенсита. Комплекс свойств материала определяется в первую очередь конкуренцией трёх процессов, сопровождающих перераспределение углерода: обогащения аустенита углеродом, выделения карбидов в мартенсите и бейнитного превращения.

Для стали с 0,25С увеличение времени выдержки при перераспределении с 20 до 600 с приводит к значительному росту ударной вязкости: с 38-44 до 93-101 Дж при незначительном снижении пластичности и прочности. В стали с 0,33С перераспределение при 350°C длительностью 600 с обеспечивает высокую прочность ($\sigma_{0,2}$ = 1310 МПа, σ_B = 1530 МПа) и хорошую ударную вязкость (KCV = 58 Дж) за счет формирования структуры, содержащей дисперсионно упрочненный мартенсит и стабильный плёночный остаточный аустенит. Данная сталь после перераспределения при 500°C длительностью 20 с обладает высокой пластичностью (δ = 19%) и произведением прочности на удлинение (25,8 ГПа×%) за счет реализации TRIP-эффекта в остаточном аустените блочной морфологии.

Прочность и ударная вязкость в первую очередь обусловлены мартенситной матрицей, тогда как пластичность определяется объёмной долей, морфологией и стабильностью остаточного аустенита. Наилучшее сочетание высокой прочности ($\sigma_{0,2}$>1200 МПа), удовлетворительной пластичности (δ >10%) и повышенной ударной вязкости достигается при формировании микроструктуры с преобладанием стабильного плёночного остаточного аустенита и минимальной долей вторичного мартенсита.

Работа выполнена в рамках программы Приоритет 2030, проект №25110065. При выполнении работ использовалось оборудование Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

О ЧИСЛЕННОМ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОЙ КОРРОЗИИ

А.А. Ильин[1], Ю.Г. Пронина[1,2]
[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]Институт Проблем Машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
st111425@student.spbu.ru

Неравномерное распределение напряжений вдоль поверхности оболочек, находящихся под действием давления и механохимической коррозии, может приводить к изменению геометрии (потере устойчивости формы) их поверхности вследствие неравномерности скорости их растворения, вызванной градиентом напряжений. При математическом моделировании этого процесса потеря устойчивости формы оболочек может быть обусловлена не только физическими факторами, свойственными анодному растворению металлов, но и неотъемлемой погрешностью численных методов, вызванной дискретным характером аппроксимации корродирующей поверхности. Для адекватной оценки долговечности оболочек необходимо уметь отделять изменение геометрии поверхности, обусловленное физическими факторами, от вызванного неточностью решения.

Для оценки долговечности цилиндрических и сферических оболочек можно использовать имеющиеся точные аналитические решения; для оболочек сложной формы, для которых могут существовать лишь приближенные решения, использование численных расчетов для определения их срока службы при комбинированном воздействии механических нагрузок и коррозионных внешних сред является безальтернативным. При этом, результаты численного моделирования часто оказываются явно – и немонотонно – зависящими от выбранных параметров дискретизации: величины шага по времени и размера КЭ сетки. Например, увеличение числа элементов сетки вдоль поверхности может не только не улучшать сходимость решения, но наоборот приводить к формированию неадекватной пилообразной формы корродирующей поверхности с увеличивающимися во времени напряжениями, что дает ложное уменьшение расчетной долговечности. Данный эффект может наблюдаться даже для равномерно нагруженных оболочек и усиливается для оболочек с неоднородным распределением напряжений. Таким образом, разделение физически обусловленного механохимического и ложного численного эффектов является актуальной задачей, а поиск возможных путей преодоления этой проблемы имеет практическую значимость.

В работе эти вопросы изучаются на примере задач о механохимической коррозии цилиндрических и тороидальных оболочек под действием давления и механохимической коррозии. Оценены значения числа элементов КЭ сетки и шага по времени, рекомендуемые к использованию в инженерной практике. Предложены алгоритмы подавления численных артефактов, применение которых позволяет подавить численные флуктуации и выделить физическую составляющую механохимического износа. Использование стабилизирующих алгоритмов позволяет получать более надежные результаты как для случаев равномерного, так и неравномерного износа при моделировании общей коррозии до момента ее локализации.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда №25-11-00274.

ВКЛАД ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ СЕГРЕГАЦИЙ В СВЕРХПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА GRADE 4

Э.И. Усманов[1], Д.А. Шарафутдинов[1], Р.Р. Валиев[1], Ш.П. Синх[2], Я. Конг[2], Р.З. Валиев[1,2]

[1]Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
[2]Ляонинская академия материалов, г. Шэньян, Китай
usm4nov-emil@yandex.ru

Технически чистый титан является одним из наиболее привлекательных материалов для изготовления медицинских имплантатов за счет его высокой биосовместимости, коррозионной стойкости и отсутствием вредных для организма легирующих элементов. Однако в исходном горячекатаном состоянии технически чистый титан обладает недостаточно высокими прочностными свойствами, что ограничивает его применение для изготовления имплантатов нового поколения с уменьшенными геометрическими размерами (миниатюризация), улучшенным дизайном и повышенной остеоинтеграцией.

Широко известно, что повышение прочностных характеристик металлических материалов возможно при помощи его деформационной обработки методами интенсивной пластической деформации (ИПД), в частности кручением под высоким давлением (КВД), которое позволяет сформировать в материале нанокристаллическое структурное состояние со средним размером зерен менее 100 нм. При этом комбинирование КВД наряду с термообработками позволяет ещё больше повысить прочность материала за счет дополнительного вклада в упрочнение различных наноструктурных элементов (наночастиц вторичных фаз, сегрегаций примесных элементов). Применение такого подхода позволило получить технически чистый титан Grade 4 со сверхвысокими прочностными свойствами ($\sigma_{0.2}$ > 1300 МПа, $\sigma_в$ > 1500 МПа). Исследование физической природы сверхпрочного состояния титана Grade 4 показало, что важную роль в значительном повышении механических свойств играет структура границ зерен, в частности, наличие зернограничных сегрегаций, которые могут вносить дополнительный вклад в упрочнение. Таким образом, данная работа была направлена на исследование природы формирования зернограничных сегрегаций в наноструктурном титане Grade 4 и их вклада в сверхпрочное состояние.

Для исследования тонкой структуры границ зерен и их химического состава на атомном уровне применяли прецизионные методы просвечивающей электронной микроскопии в высокоразрешающем режиме (ВРПЭМ) и атомно-зондовой томографии (АЗТ). Результаты показали, что после низкотемпературного отжига титана Grade 4, подвергнутого КВД, в его объеме формируются зернограничные сегрегации атомов железа. При этом микроструктурные исследования в ПЭМ показали, что границы зерен имеют большую ширину и находятся в неравновесном состоянии. В работе также обсуждается физическая природа обнаруженных зернограничных структур и механизм их влияния на прочностные свойства технически чистого титана Grade 4.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00445-П, https://rscf.ru/project/22-19-00445/.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО СТАРЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

В.В. Осипова[1, 2], Н.А. Полехина[1], И.Ю. Литовченко[1]

[1] Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия

[2] Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

lera.linnik.1999@mail.ru

С использованием методов просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и изменений микротвердости исследована термическая стабильность малоактивируемой 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 в условиях старения при 700 ºС в течение 100 часов. Исследования проводились после термомеханических обработок с пластической деформацией при 1100, 1000 и 900 ºС.

Исследование зеренной структуры стали показало, что длительное старение стали не оказывает значительного влияния на размеры бывших аустенитных зерен. При этом по границам структурных элементов располагается множество неравноосных частиц типа $M_{23}C_6$, что свидетельствует об активных процессах карбидообразования в условиях старения. При этом протекают процессы возврата и полигонизации, обеспечивающие снижение плотности дислокаций с образованием субграниц и фрагментацией мартенситных ламелей. Средняя ширина мартенситных ламелей после старения возрастает в 2.5 раза для всех температур пластической деформации. Наблюдается уменьшение значений микроискажений кристаллической решетки, а также увеличение областей когерентного рассеяния. Наименьшее изменение параметров микроструктуры наблюдается для состояния после деформации при 1000 °С.

Микротвердость стали после старения снижается в 2 – 2.5 раза, по сравнению с таковой после ТМО. Снижение температуры пластической деформации в условиях термомеханических обработок способствует формированию более дефектной структуры и обеспечивает существенное повышение значений микротвердости. Однако в условиях длительного старения более дефектная структура отпускается быстрее, ускоряются процессы возврата и полигонизации, что приводит к формированию структурно-фазовых состояний с близкими параметрами микроструктуры и микротвердости для всех режимов ТМО после выдержки в течение 100 часов при 700 °С. Среди исследованных термомеханических обработок наименее дефектная структура после деформации и закалки наблюдалась для ТМО1000. Указанный режим обработки обеспечивает наилучшую термическую стабильность микроструктуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2026-0005. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ 12%CR СТАЛИ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

И.С. Бражников, А.Э. Федосеева
Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, Россия
brazhnikov@bsuedu.ru

В настоящее время активно ведутся работы по увеличению жаропрочных свойств сталей с содержанием хрома от 10 до 12%, полученных путем модификации химического состава и термомеханической обработки традиционных теплотехнических сталей. Цель работы сравнить влияние термомеханической обработки 12%-хромистой стали на малоцикловую усталость при повышенных температурах.

Химический состав исследуемой стали: вес.%: Fe (осн.) – 0.11%C – 0.01%B – 0.003%N – 11.4%Cr – 2.98%Co – 2.47%W – 0.62%Mo – 0.76%Cu – 0.23%V – 0.04%Nb – 0.03%Ni – 0.02%Si – 0.04%Mn – 0.03%Al. Предварительно слиток был гомогенизирован и прокован. Стандартная обработка (СТО) заключалась в закалке с 1070°C с последующим отпуском при 770°C. Термомеханическая (ТМО) обработка заключалась в чередующихся операциях двусторонней ковки и отжига при температуре 1050°C до истинной степени деформации около 4, с последующей аустенитизацией при температуре 1000°C в течение 24 часов с закалкой на воздухе и финальным отпуском при 770°C. Испытания на МЦУ проводили при 650°C и амплитудах деформации от 0,2 до 1%, при симметричном цикле с использованием испытательной машины Instron 8801.

При высоких амплитудах деформации, сталь после ТМО демонстрирует большее количество циклов до разрушения, в сравнении со СТО. Однако при низких амплитудах деформации сталь после СТО выдерживает почти в два раза большее количество циклов. Значение напряжения в середине количества циклов до разрушения при высоких амплитудах деформации незначительно выше в случае СТО, но при малых амплитудах, значение напряжения выше после ТМО. В целом, разница в напряжении в середине количества циклов до разрушения после двух термообработок незначительная, 18-22 МПа или ~5-7%. Доля пластической составляющей при высоких амплитудах у СТО и ТМО различаются на ~1-2%, однако при амплитуде деформации 0,2%, более высокая доля пластической деформации наблюдается после СТО, разница составляет ~10% по сравнению с ТМО. Самое высокое значение доли разупрочнения, которое показывает, насколько падает напряжение в сравнении с первым циклом, составляет около 20% и наблюдается после ТМО при амплитуде деформации 0,6% в середине количества циклов до разрушения.

Проанализировав полученные данные, можно сделать вывод, что свойства при МЦУ для 12% Cr стали после обеих обработок являются сопоставимыми, применение ТМО к 12% Cr стали существенно не ухудшает поведение при МЦУ.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение № 24-79-10112). Авторы выражают благодарность центру коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ" за предоставленное оборудование для проведения механических испытаний и структурных исследований.

УЧЕТ СТОХАСТИЧНОСТИ В ПРОБЛЕМЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ЭЖЕКЦИИ ЧАСТИЦ

Ю.И. Мещеряков, Г.В. Коновалов, Н.И. Жигачева, А.И. Гайков
Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург Россия
ym38@mail.ru

Ударные испытания алюминиевого сплава 1565 в диапазоне скоростей ударника 242-654 м/с показали, что при определенной скорости ударника (626 м/с) в локальных областях мишени имеет место резкое увеличение массовой скорости. Микроструктурные исследования образца после ударного нагружения выявили наличие следов локализованной деформации в виде продольных полос диаметром 100-200 мкм, ориентированных вдоль направления распространения ударной волны. Одновременно происходит эжекция материала с тыльной поверхности мишени с образованием глубоких ямок (до 200 мкм) в месте эжектирования. Обнаруженное явление коррелирует со стохастичностью поведения носителей деформации на мезоскопическом масштабном уровне мезо-1 (1-10 мкм) - наличием дисперсии скорости мезочастиц. Для учета влияния стохастичности на процесс распространения ударной волны и локализацию деформации используется система уравнений континуальной теории дислокаций, в которую введена функция распределения дислокаций по скоростям. Система уравнений преобразуется в уравнение Клайна-Гордона, аналитическое решение которого с начальными и граничными условиями показало, что локальное затухание или массовое ускорение волны определяется соотношением между пульсационной скоростью дислокаций (вариацией массовой скорости) и величиной вязкого торможения дислокаций. Определены условия локализации динамической деформации, при которой локальная скорость эжектируемых частиц может на порядок превосходить скорость ударного нагружения.

ПРЕИМУЩЕСТВА АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ ТИТАНА GRADE 4 В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ

Г.И. Рааб[1], Д.А. Аксенов[2], А.Г. Рааб[2,3], А.М. Барышникова[1]

[1] Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия

[2]Институт молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия

[3]Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Россия

giraab@mail.ru

В работе проведены сравнительные исследования асимметричной прокатки образцов технического титана марки титан Grade 4 с разовой относительной степенью деформации по высоте 50% двух исходных структурных состояний: в состоянии поставки после горячей прокатки и после закалки с температуры 1000 °С на мартенсит. Асимметричная прокатка проводилась на реверсивном стане ДУО листовой прокатки с индивидуальным приводом рабочих валков. Температура обработки 400 °С. Коэффициент асимметрии скорости валков составлял 2,4. Структурные исследования выполнены с использованием ПЭМ JEM-2100, рентген с использованием дифрактометра Bruker D8 Advance. Исследование микротвердости проводилось на микротвердомере EMCO–Test DuraScan 50, а механические испытания на растяжение на Instron 8801.

С использованием компьютерного моделирования исследовано напряженно-деформированное состояние очага деформации АП образцов в состоянии поставки. Установлено, что после АП наблюдается интенсивное измельчение структуры и упрочнение исследуемых образцов. При этом в продольном сечении прокатанного образца в состоянии поставки в структуре наблюдаются смешанный тип структуры, преимущественно, фрагменты полосового вида и равноосные зерна со средним поперечным размером таких структурных элементов 210±80 нм. Прокатка мартенситного состояния приводит к формированию, преимущественно, равноосных фрагментов со средним размером 170±60 нм.

Механическая прочность после прокатки возрастает, а пластичность снижается. Так предел текучести прокатанного образца в состоянии поставки возрос с 585 МПа до 800 МПа, а пластичность снизилась с 26% до 19%. Мартенситное состояние демонстрирует более высокие прочностные свойства, предел текучести до 860 МПа, однако пластичность составляет 5%, но следует отметить, что относительно исходного закаленного состояния с пластичностью 3%, после прокатки она возрастает, что связано с трансформацией структуры из пластинчатой в равноосную.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (№ 23-79-30015).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ МАТРИЧНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИТА В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Е.В. Бобрук, И.А.Рамазанов, Вл.В. Астанин
ФГБОУ ВО Уфимский Университет Науки и Технологий, г. Уфа, РФ
e-bobruk@yandex.ru

Эффект сверхпластичности алюминиевых, магниевых или титановых сплавов используется при производстве изделий сложной формы. Но высокие температуры и низкие скорости деформации являются препятствием для широкого применения технологических процессов в условиях сверхпластичнсоти. Ультрамелкозернистые структуры, сформированные методами интенсивной пластической деформации в металлах и сплавах, позволяют снизить температуру и повысить скорость реализации сверхпластичности, что открывает возможности для инновационных применений в области обработки труднодеформируемых материалов и их формообразования, а также создания перспективных технологий получения конструкционных материалов с минимальной деградацией структуры и повышенными свойствами относительно существующих аналогов. Например, при создании фольгового материала для композита. Несмотря на большое количество работ, посвящённых анализу природы структурно-фазовых превращений в ультрамелкозернистых сплавах, проявляющих способность к сверхпластичности, остаётся открытым вопрос о расширении температурно-скоростного диапазона реализации сверхпластичности, за счет управления наноструктурными особенностями материала. Наряду со структурой границ зерен на развитие зернограничных процессов заметное влияние оказывают тип и концентрация легирующих элементов, которые образуют сегрегации на неравновесных границах зерен, что оказывает существенное влияние на деформационное поведение при пониженных температурах.

В исследуемых алюминиевых сплавах формируется специфическое распределение легирующих элементов в виде наноразмерных частиц вторичных фаз, а также сегрегаций, либо прослоек вдоль границ зерен, что приводит к уникальному комплексу свойств. Обнаруженные особенности механического поведения ультрамелкозернистых сплавов открывают возможности для создания металломатричного композита, упрочнённого непрерывными волокнами диаметром 120-200 мкм, в режиме сверхпластичности матричного материала в конструкциях перспективной техники.

Исследование выполнено за счет гранта Российского Научного Фонда № 24-19-00819, https://rscf.ru/project/24-19-00819/ на оборудовании Центра Коллективного Пользования «Нанотех».

СТРУКТУРА И СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr ПОСЛЕ РКУП С УЛЬТРАЗВУКОМ ВЫСОКОЙ ИНТЕНСИВНОСТИ

Д.А. Аксенов[1], Р.Н. Асфандияров [1,2], М.А. Шишкунова [1,2], А.Г. Рааб[1,3]
[1]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия
[2]Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
[3]Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия
AksyonovDA@mail.ru

Термомеханическая обработка металлов и сплавов является одним из наиболее распространённых подходов, ведущих к трансформации структуры и достижению целевых значений характеристик. Однако существуют и другие виды воздействия, позволяющие эффективно влиять на структурное состояние и добиваться необходимых показателей свойств. Раннее в работах нашей группы было установлено положительное влияние ультразвукового (УЗ) воздействия малой интенсивности (не более 30 Вт/см^2) на коррозионную стойкость магниевого сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr в растворе Рингера. Известно, что ультразвук эффективно влияет на дислокационную структуру металлов и сплавов. Такое воздействие может способствовать снижению внутренних напряжений, дополнительному распаду пересыщенного твердого раствора, но не способствует повышению прочности материала. Тем не менее в ряде случаев ультразвуковое воздействие может приводить к повышению прочностных характеристик.

В данной работе рассматривалось влияние равноканального углового прессования (РКУП) с одновременным УЗ воздействием высокой интенсивности (около 650 Вт/см^2) на структуру и свойства сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr. Проводилось сравнение с образцом полученным методом РКУП без УЗ воздействия. Проводился 1 цикл деформационной обработки при температуре 300 °С. Устанавливались основные механизмы структурных изменений.

Методом EBSD был проведен анализ микроструктуры. Установлено, что в случае влияния ультразвука при РКУП в структуре преобладает доля малоугловых границ, значение которой достигает 62 %, что практически в 2 раза больше, чем в случае образца после РКУП без УЗ. При этом, установленные при помощи рентгеноструктурного анализа значения областей когерентного рассеяния в случае комбинации деформации с УЗ меньше (92 нм) чем при обычном РКУП (113 нм). В случае РКУП с УЗ воздействием плотность дислокаций также выше обычного РКУП на 40% и достигает 8,8x10^{14} м$^{-2}$. Отличается механизм зарождения рекристаллизованных зерен. Если в случае РКУП при температуре 300 °С происходит преимущественно непрерывная динамическая рекристаллизация, то УЗ высокой интенсивности при РКУП способствует образованию новых рекристаллизованных зерен в теле исходных крупных полос. Таким образом предел прочности при РКУП с УЗ достигает 325 МПа, а относительное удлинение составляет около 20%. При РКУП без УЗ аналогичные характеристики достигают значений 310 МПа и 12%.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10325-П).

УНИВЕРСАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПРЕДЕЛА УПРУГОСТИ (HEL) НОМИНАЛЬНО ЧИСТЫХ И ТЕХНИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ВБЛИЗИ ТОЧЕК ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ

А. Л. Корженевский
Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
alekorzh@mail.ru

В ударно-волновых экспериментах Е. Б. Зарецкого, проведенных в чистых и технических металлах Ti, Ni, Fe, Co, Sn, U, Ag, Au, Cu, было обнаружено резкое изменение значения HEL в окрестностях точек фазовых переходов различного типа. В чистых металлах наблюдался рост HEL на многие десятки процентов, в то время как в технических металлах наблюдалось падение HEL на сотни процентов. Как было отмечено Зарецким, эффект упрочнения чистых металлов находится в соответствии с более ранними теоретическими предсказаниями А. Л. Корженевского с сотрудниками, связавшими его с дополнительной силой трения, действующей на «одетые» зародышами новой фазы дислокации. Тем самым *универсальность* эффекта упрочнения (его независимость от природы фазового перехода) объяснялась неизбежной диссипацией энергии в формирующемся зародыше, состояние которого на движущейся дислокации отличается от равновесного вследствие запаздывания. Однако причина прямо противоположного поведения HEL в технических металлах, которые в отличие от чистых, сильно разупрочняются вблизи точек фазовых переходов, осталась неизвестной. Действительно, было трудно понять, почему наличие в техническом металле небольшого количества примеси, вместо интуитивно ожидаемого эффекта упрочнения, приводит к сильному падению величины HEL?

В настоящем докладе предложен механизм, объясняющий причину этого явления. Показано, что, как и в случае чистых металлов, оно также обусловлено одеванием дислокаций зародышами. Однако в технических металлах начальная стадия пластической деформации (которая определяет значение HEL) отличается: возникает изменение конфигурации дислокации, которое влечет за собой изменение в форме и энергии зародыша, что в свою очередь уменьшает линейное натяжение дислокации.

В случае, когда энергия дефекта упаковки (ЭДУ) велика и дислокации не расщеплены, причину разупрочнения можно наглядно объяснить уже из этих, чисто термодинамических соображений, которые в ударно-волновых экспериментах надо дополнить замечанием об очень высоких скоростях процессов фазовых переходов мартенситной или магнитной природы.

В металлах с низкой ЭДУ ключевым фактором разупрочнения в 2-х фазной области является энергетически выгодный перенос части примеси с ДУ в ближайший к частичной дислокации зародыш (концентрация примеси в котором неравновесная в силу высокой скорости ударной волны). В результате сокращается ширина ДУ, облегчается процесс поперечного скольжения и падает значение HEL.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № 124041500009-8).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И СЖАТИИ МЕТОДОМ МНОГОУРОВНЕВОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Я.Д. Липатникова[1], Ю.В. Соловьева[1], В.А. Старенченко[1], Г.А. Мун[1,2]
[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия
[2]ООО «РН-Проектирование Добыча», г. Томск, Россия
Yana.lipatnikova@list.ru

В данной работе были исследованы прочностные свойства слоистых композитов типа металл-интерметаллид в зависимости от толщины слоев, составляющих композит. При этом объемные доли материалов композита оставались неизменными. Исследование являлось теоретическим и проводилось посредством моделирования, в основе которого 2 подхода к описанию деформации: в терминах механики деформируемого твердого тела и в терминах дислокационной кинетики интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$ (Ni_3Ge) и чистых ГЦК-металлов (Ni). Модель механики деформируемого твердого тела включает законы сохранения массы импульсов и энергии, определяющие соотношения теории пластического течения и уравнение состояния в форме Ми-Грюнайзена. Модели дислокационной кинетики включают уравнения баланса плотностей точечных дефектов, плотности дислокаций разного типа, плотности малоугловых границ разориентаций и уравнение, описывающее сопротивление деформированию. Объединение этих моделей реализовано в определяющих соотношениях теории течения. Таким образом, синтез микро- и макромоделей деформации позволило получить более точное описание пластического течения и разрушения металлических материалов, а также более информативные картины макродеформации с распределением плотностей деформационных дефектов. Численная реализация этого подхода моделирования осуществлялась методом конечных элементов в авторском программном комплексе.

Прежде чем проводить расчеты деформации для композитов, были получены расчетные данные для однофазных металлических и интерметаллических образцов, которые имели хорошее соответствие с данными экспериментальных исследований.

Для исследования прочности композитов были выбраны прямоугольные образцы с количеством слоёв от 3 до 41, как с продольным, так и поперечным расположением слоев относительно оси нагружения. Получены картины макродеформации слоистых композитов при одноосном динамическом растяжении и сжатии с распределением величин интенсивности пластической деформации, эквивалентных напряжений Мизеса, плотностей дислокаций и малоугловых границ разориентаций. Так же получены кривые течения этих композитов. Проведен анализ полученных расчетных данных, который позволил выявить диапазон толщины слоёв, обеспечивающий оптимальное сочетание свойств прочности и пластичности.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, FEMN-2026-0003 (оценка, анализ, прогнозирование) и при поддержке Российского научного фонда, проект № 24-22-00115 (формирование банка расчетных данных).

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Н.А. Полехина, В.В. Осипова, С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко, К.В. Спиридонова
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
nap@ispms.ru

Исследовано влияние длительного старения при температурах 450 – 580 °С в течение 1000 – 5000 ч на особенности изменения микроструктуры, прочностных и пластических свойств жаропрочной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали 16Cr12MnWSiVNbB. Выявлены основные факторы ее упрочнения после термического воздействия.

При всех температурах старения микроструктура стали обладает хорошей термической стабильностью. Старение стали при 450 °С (5000 ч), 540 °С (1000 ч) и 580 °С (1000 ч) приводит к количественными изменениям ее структурных параметров, относительно исходного состояния: снижению скалярной плотности дислокаций и величины микроискажений кристаллической решетки, увеличению размеров зерен феррита, формированию новых границ разориентации, обеднению матрицы по Mo за счет его ухода в частицы вторых фаз, увеличению размеров, численной плотности и объемной доли карбидов $M_{23}C_6$. После старения при 580 °С (5000 ч) обнаружено выделение мелкодисперсных интерметаллидных частиц фазы Лавеса $(Fe, Cr)_2(Mo, W)$.

Несмотря на протекающие процессы возврата, уровень прочностных и пластических свойств стали после старения стали имеет приемлемые значения, что свидетельствует о ее хорошей термической стабильности. Закономерности изменения прочностных характеристик стали при термическом старении определяются конкуренцией протекающих процессов эволюции ее структурно-фазового состояния. Оценки вкладов различных механизмов упрочнения на основе экспериментально определенных структурных параметров стали в зависимости от температуры и продолжительности старения показали, что уменьшение ее предела текучести (на величину до ≈ 130 МПа) при Т = 20 °С, по сравнению с исходным состоянием, в основном обусловлено снижением вкладов дислокационного и зернограничного механизмов упрочнения. Дисперсионное упрочнение, связанное с выделением мелкодисперсных частиц фазы Лавеса оказывает компенсационное действие, приводя к улучшению прочностных характеристик исследуемой стали после старения при 580 °С в течение 5000 ч.

Полученные результаты устанавливают взаимосвязь между условиями термического старения и эволюцией микроструктуры и механических свойств, открывая возможности для направленного проектирования микроструктуры жаропрочных сталей для повышения ресурса их высокотемпературной эксплуатации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0005.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТРЕНИРОВКИ НА СТАБИЛЬНОСТЬ РАБОТЫ ПРИВОДОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Ф.С. Беляев[1,2], Д.Ф. Горбаченко[1,2], А.Е. Волков[2], М.Е. Евард[2]
[1]Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
belyaev_fs@mail.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) представляют собой функциональные материалы, способные восстанавливать исходную форму при нагреве после деформирования. Это свойство, известное как эффект памяти формы, обеспечивает их применение в различных устройствах. Одним из наиболее перспективных направлений является создание приводов с рабочими элементами из СПФ. Одной из проблем при разработке таких приводов является нестабильность функциональных свойств СПФ при циклических термомеханических воздействиях. В процессе эксплуатации привода наблюдается накопление остаточной деформации и как следствие снижение производимой работы. Одним из известных методов повышения стабильности является предварительная тренировка сплава циклическими нагрузками. Целью данной работы являлось численное исследование влияния различных схем тренировки на стабильность циклического поведения привода на основе СПФ.

В исследовании рассматривалось три режима тренировки: деформирование в аустенитном состоянии, деформирование в мартенситном состоянии, а также термоциклирование под действием постоянного напряжения. Для каждого режима исследовалось влияние параметров тренировочного воздействия и количества тренировочных циклов на последующую стабильность работы привода. Моделирование проводилось с использованием ранее разработанной микроструктурной модели СПФ, которая учитывает их основные деформационные механизмы, в том числе развитие аккомодационной пластической деформации.

В результате численного моделирования установлено, что все рассмотренные схемы тренировки приводят к повышению стабильности параметров привода. Показано, что увеличение амплитуды деформирования в первом и втором режимах улучшает стабильность рабочего цикла привода, а в третьем режиме аналогичный эффект достигается с увеличением величины приложенного напряжения. Важным практическим результатом также является повышение величины полезной работы, производимой приводом после проведения тренировочных процедур. Анализ зависимости эффекта от числа циклов выявил, что основное изменение свойств материала происходит в течение начальных тренировочных циклов, тогда как их дальнейшее увеличение не приводит к существенному улучшению стабильности. Для всех исследованных режимов достаточным для достижения значимого эффекта является проведение 30–50 тренировочных циклов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-21-00361.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ

А.Р. Арутюнян
Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
a.arutyunyan@spbu.ru

В последние годы все большее распространение и развитие получают различные полимерные материалы. Они внедряются практически во все сферы жизни, промышленности и строительства. Преимущества таких материалов по сравнению с металлами заключаются в легкости, теплостойкости, коррозионной стойкости и стойкости в агрессивных средах. Но при этом полимерные материалы менее стабильны, чем металлы, поэтому процессы старения и разрушения в них протекают более интенсивно. В связи с тем, что данные материалы используются в ответственных областях инженерной практики, это делает их длительные характеристики старения, ползучести и усталости первостепенно важными. В то же время физико-химические характеристики полимерных материалов после длительной эксплуатации изменяются, что в значительной степени обусловлено процессом старения.

В данной работе проведены экспериментальные исследования старения образцов сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) в опытах на растяжение и ползучесть. Исследование влияния старения на механические свойства образцов СВМПЭ проводилось по следующим программам. Программа 1. Естественное старение образцов в лабораторных условиях в течение 11 месяцев. Программа 2. Естественное старение образцов в лабораторных условиях в течение 5 месяцев. Деформационное старение образцов в экспериментах на усталость с частотой 10 Гц, коэффициенте асимметрии цикла равном 0 при напряжении равном 20 МПа (0,9 от временного сопротивления для образцов без старения) до 500 000 циклов с последующим естественным старением образцов в лабораторных условиях в течение 6 месяцев. Старение по программам 1 и 2 не привело к изменению временного сопротивления образцов СВМПЭ при растяжении. Однако наблюдается значительное снижение деформации в момент разрушения. Так для образцов без старения она составляет 363 %, а для образцов после старения по программам 1 и 2 – 290 % и 226 % соответственно. Для образцов СВМПЭ после естественного старения по программе 1 наблюдается уменьшение времени до разрушения при ползучести, а для образцов после деформационного и естественного старения по программе 2 это снижение еще более существенно. Так для напряжения 18,75 МПа наблюдается уменьшение времени до разрушения при ползучести в 1,1 и 1,25 раза после старения образцов по программам 1 и 2, соответственно. Для напряжений 16,25 МПа и 15 МПа также наблюдается уменьшение времен до разрушения при ползучести в 1,5 и 2 раза, соответственно, для программ 1 и 2. Таким образом, наличие деформационного старения приводит к значительно большему снижению времени до разрушения при ползучести, а также более существенной деградации свойств СВМПЭ.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 25-21-00376).

АНАЛИЗ ХАРАКТЕРИСТИК МАГНИЕВОГО СПЛАВА ПРИ НАГРУЖЕНИИ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ СКОРОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

С.А. Атрошенко[1,2], М.Н. Антонова[1,2], Ю.В. Петров[1,2]
[1]ИПМаш РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]СПбГУ, г. Санкт-Петербург, Россия
satroshe@mail.ru

В настоящей работе проведено изучение магниевого сплава Mg–9Gd–4Y–1Zn–0.5Zr (мас.%), который был получен методом прямого литья под давлением с охлаждением и последующей гомогенизацией при 510^0C в течение 12 ч и закалкой в воде. Затем сплав экструдировали при 350^0C с коэффициентом экструзии 10 при скорости плунжера 1 mm/s. Статические испытания сплава выполнены на машине Instron с двумя скоростями деформации: $10^{-3}s^{-1}$ и $10^{-1}s^{-1}$. Динамические исследования проводились методом Тейлора, а также методом Гопкинсона. Проведен анализ изменения характеристик и микроструктуры этого сплава в интервале скоростей деформации, охватывающем как статические, так и динамические скорости нагружения. Выявлены микромеханизмы деформирования и разрушения магниевого сплава.

Образцы испытывались по трём схемам: статическое сжатие, испытание на разрезном стержне Гопкинсона (РСГ) и тестом Тейлора. Все эксперименты проводились при нагрузке на сжатие. Исследования по квазистатическому сжатию проводились с использованием испытательной машины Instron (скорости деформации 10^{-1} и $10^{-3}s^{-1}$). Динамические испытания осуществлялись методом Гопкинсона-Кольского (скорости деформации от 1300 до 5970 s^{-1}) и тестом Тейлора. Исходные цилиндрические образцы диаметром 8 mm были вырезаны на электроэрозионном станке ARTA 153 PRO. Таким образом, во всех испытаниях ось нагружения совпадала с направлением выдавливания исследуемого магниевого сплава. Для испытания Тейлора использовались цилиндры диаметром 8 mm и длиной 30 mm, для испытания Гопкинсона — диаметром 8 mm и длиной 4 mm (L/D = 1/2); для статических испытаний — диаметром 8 mm и длиной 8 mm (L/D = 1). Перед испытаниями торцы всех образцов шлифовались.

Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе Axio Observer Z1M в светлом поле и контрасте C_DIC, количество вязкой составляющей на поверхности разрушения определяли в темном поле по ASTM E436-03 с использованием анализатора изображения Axio Vision, а также с использованием сканирующего электронного микроскопа Zeiss Merlin. Химический состав изучался методом энергодисперсионной спектроскопии (EDX), благодаря снабжению микроскопа дополнительной приставкой для рентгеновского микроанализа Oxford Instruments INCAx-act. Микротвердость замерялась на поперечных шлифах на приборе SHIMADZU марки HMV-G при нагрузке 100g.

Авторы благодарят Лукашова Р.В., Волкова Г.А., Чанцзен (Changzeng Fan) и Чжао Шисяна (Zhao Hixiang) за проведение высокоскоростных экспериментов. Исследования проведены с использованием оборудования МРЦ «Нанотехнологии» научного парка СПбГУ. Авторы благодарят ученика 10 класса Авторской школы «Горный» Николаева М.М. за помощь в подготовке образцов и проведении металлографических исследований. Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22_11_00091_П. Атрошенко С.А. выполняла часть работы по металлографии при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект №124041500007-4).

О ПРОБЛЕМЕ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ ВНЕШНИХ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

И.Ж. Бунин, А.Н. Кочанов
Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, г. Москва, Россия
kochanov@mail.ru

Состояние предразрушения горных пород в результате внешних экстремальных механических и электроимпульсных воздействий отвечает начальной стадии эволюции внутренней микроструктуры геоматериалов. На этой стадии возможно формирование зон предразрушения большой протяженности, происходит деформация и переориентация отдельных зерен, разрыв связей, образование микродефектов, а также изменение свойств и структурного состояния определенного объема геоматериала. Волновое предразрушение горных пород играет важную роль в технологических процессах горного производства, например: в сохранении ценных алмазных кристаллов при взрывном разрушении пород, прогнозировании антропогенных изменений фильтрационных характеристик горной массы, при дроблении породы до стандартного качественного размера. В докладе рассматривается современное состояние проблемы предразрушения горных пород при различных видах динамического нагружения, а именно: механических импульсных и ударно-волновых нагрузках, а также нетеплового воздействия мощных электромагнитных импульсов наносекундной длительности.

Представлены новые экспериментальные данные об изменениях морфологии и дефектов поверхности образцов горных пород и минералов, полученные методами микроструктурного анализа (растровой электронной (РЭМ), атомно-силовой, оптической и конфокальной лазерной сканирующей микроскопии); для изучения особенностей внутренней структуры образцов угля использовали метод рентгеновской компьютерной микротомографии. При сопоставлении полученных результатов по формированию системы микротрещин при ударно-волновом и электромагнитном импульсном воздействиях установлены следующие общие характерные особенности: минимальная величина раскрытия микротрещин в горных породах после динамических воздействий составила величину ~0.2–0.3 мкм, а наиболее характерная ширина раскрытия 2–3 мкм. По данным РЭМ, большинство микротрещин, возникающих в горных породах в результате действия высокого импульсного давления, создаваемого ударно-волновым нагружением, и наносекундных импульсов высокого напряжения, имели характер трещин нормального отрыва; сдвиговый характер формирования дефектов в целом не наблюдался. При ударно-волновом воздействии вновь образующиеся трещины распространялись в пределах границ зерен горных пород, т.е. характер разрушения преимущественно транскристаллитный, в то время как действие высоковольтных импульсов приводило к селективной дезинтеграции минеральных комплексов и раскрытию минеральных сростков: микротрещины образовывались и распространялись преимущественно по границам зерен (интеркристаллитное разрушение), селективная дезинтеграция); на характер траектории распространения микротрещин существенное влияние оказывало наличие микровключений.

ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ МОДЕЛИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ, ТРЕХМЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ

Е.С. Родионов[1], А.Е. Майер[1], В.В. Погорелко[1], В.Г. Лупанов[1], В.С. Красников[1], М.Р. Газизов[2], П.Н. Майер[1]

[1]Челябинский государственный университет, г. Челябинск, Россия

[2] Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия

rodionoves.pgd@gmail.com

Для разработки инженерных приложений необходимо опираться на теоретические модели поведения материала при динамических и квазистатических нагрузках. Современный прогресс в развитии моделей пластичности, учитывая рост вычислительных мощностей, позволяет рассматривать исследуемый материал в широком диапазоне скоростей деформации и экспериментальных схем (тест Тейлора, плоское соударение пластин, разрывные машины и т.д.). Параметризация теоретических моделей для конкретного металла или сплава позволит лучше соответствовать инженерной практике.

В экспериментальной части проведены исследования по высокоскоростному соударению шара с металлической пластиной. Ударник – шары из карбида вольфрама диаметрами 10 и 4 мм. В качестве мишени используется пластина толщиной 5 мм, длиной и шириной по 25 мм. Материалы пластин: 1) Холоднодеформированная медь М1, 2) Отожженная при 900°С медь М1, 3) Алюминий 2139Т6, 4) Алюминий 2139ZnT6. Ударники разгоняются с помощью газовой пушки, в случае 10мм шарика – скорости соударения до 250м/с, 4 мм – до 400 м/с. Для медных пластин проведен оптический металлографический анализ среднего размера зерна в деформированных и недеформированных областях.

В численной части модель дислокационной пластичности с учетом кинетики дислокаций реализована в трехмерном случае с использованием численной схемы гидродинамики сглаженных частиц (SPH). Модель была параметризована на основе полученных профилей экспериментальных пластин. Для существенного ускорения процесса параметризации предлагается использовать современные методы машинного обучения. Работа модели эмулируется с помощью ИНС (искусственной нейронной сети). ИНС обучается с помощью базы данных, в которой собраны результаты расчетов модели дислокационной пластичности. Параметризация модели выполнена с помощью статистического метода Байеса. В настоящей работе предложен дополненный, по сравнению ранними работами коллектива, подход к параметризации модели, позволяющий увеличить количество идентифицируемых параметров модели, а также более подробным сравнением геометрических профилей образцов.

Работа поддержана Российским Научным Фондом (проект № 24-71-00080, https://rscf.ru/project/24-71-00080).

УПРУГАЯ ЭНЕРГИЯ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦАХ ТИПА «ЯДРО-ОБОЛОЧКА»

С.А. Красницкий, Р.Э. Шевчук, А.М. Смирнов
Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия
krasnitsky@inbox.ru

Функциональные свойства гетерогенных наночастиц (НЧ) во многом зависят от остаточных упругих деформаций, вызванных особенностями структуры: рассогласованием параметров кристаллических решеток материалов и многократным циклическим двойникованием. Изучение упругих полей и энергии в таких НЧ открывает широкий спектр возможностей для получения НЧ с заданным напряженно-деформированном состоянием (НДС), обеспечивающим оптимальные химические, физические и оптические свойства таких структур. Несмотря на важность этой проблемы, по нашим данным, в литературе отсутствует полноценная упругая модель, позволяющая предсказывать энергию упругой деформации, характерную для НЧ типа «ядро-оболочка» с многократно двойникованной структурой, в зависимости от композиции материалов и геометрических размеров.

В данной работе предлагаются аналитическая и конечно-элементная упругоизотропные модели для описания НДС и энергии в полых и сплошных пентагональных НЧ типа «ядро-оболочка». Согласно этим моделям, напряжения несоответствия задаются с помощью трехосной собственной деформации (термоупругая аналогия), а остаточные напряжения от пятикратного двойникования – в рамках дисклинационного подхода (смыкание щели с углом раскрытия $\omega \approx 0.128$ рад, что соответствует декаэдрической частице). Энергия взаимодействия между этими источниками механических напряжений определена аналитически, как работа, совершаемая напряжениями от несоответствия на пластической дисторсии дисклинации.

Показано, что упругая энергия пентагональной НЧ типа «ядро-оболочка» растёт с увеличением размера ядра и размера полости, однако существует критический размер ядра (~0,8 внешнего радиуса частицы), выше которого наблюдается снижение упругой энергии НЧ. Установлено, что в декаэдрической НЧ типа «ядро-оболочка» минимум упругой энергии наблюдается при параметре несоответствия между кристаллическими решётками материалов ядра и оболочки отличном от нуля, когда для сферических НЧ типа «ядро-оболочка» минимум упругой энергии НЧ соответствует нулевому значению параметра несоответствия. Это означает, что можно получать пентагональные НЧ типа «ядро-оболочка» с когерентной границей при больших значениях параметра несоответствия по сравнению со сферическими НЧ, что должно положительно сказаться на надёжности оптоэлектронных устройств на основе пентагональных гетерогенных структур.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 23-72-10014.

ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ МИКРОТРЕЩИН НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ РАЗРУШЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ, УСТАНОВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ РЕНТГЕНОВСКОЙ МИКРОТОМОГРАФИИ И МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕТОДОМ ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Е.Е. Дамаскинская[1], В.Л. Гиляров[1], Д.И. Фролов[1], Ю.С. Кривоносов[2], А.В. Бузмаков[2], В.Е. Асадчиков[2]

[1]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
[2]Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”,Москва, Россия
Kat.Dama@mail.ioffe.ru

В работе выполнено прямое наблюдение и анализ морфологии микротрещин, образующихся в образцах различных природных гетерогенных материалов под действием одноосной сжимающей нагрузки. Детектирование дефектов в объеме массивного непрозрачного материала выполнялось с помощью рентгеновской компьютерной микротомографии. Особенность проводимых экспериментов состоит в том, что в процессе всего исследования образец находился под действием нагрузки. Для этого было разработано специальное переносное нагрузочное устройство, которое обеспечивало необходимую нагрузку, помещалось в камеру томографа и не препятствовало измерению. Томографические измерения были выполнены на конусно-лучевом рентгеновском микротомографе «МИКРОТОМ», разработанном и созданном в НИЦ «Курчатовский институт». На основе анализа томографических изображений вычислены фрактальная размерность (с помощью метода box counting) и относительный объем микротрещин на трех этапах нагружения. Обнаружено, что оба параметра увеличиваются по мере возрастания нагрузки. Это означает, что система микротрещин становится более развитой и постепенно занимает все больший объем. Построены трехмерные модели дефектной структуры.

Установлено, что на финальной стадии разрушения морфология трещин, образовавшихся в песчанике Berea и граните Westerly одинакова. По всей видимости, это связано с тем, что на данной стадии процесса разрушения дефектная структура (совокупность трещин) находится в состоянии самоорганизованной критичности. В этом состоянии конкретная структура материала не влияет на морфологию трещин.

Развита компьютерная модель разрушения гетерогенных материалов (в том числе, горных пород), основанная на методе дискретных элементов (DEM - Discrete element method). Модель позволяет исследовать особенности процесса разрушения и эволюцию дефектной структуры в процессе механического нагружения. Расчеты производились в свободно распространяемом пакете программ MUSEN. Проведены численные эксперименты по одноосному нагружению образцов гетерогенных материалов, имеющих различную структуру. Исследовано изменение корреляционной фрактальной размерности кластеров дефектов в процессе их роста. Компьютерные эксперименты позволили выявить детали образования фрактальных структур магистральных трещин. Хорошее согласие результатов лабораторного и компьютерного эксперимента позволяет говорить об адекватности предложенной модели и ее способности описывать структуру развивающейся трещины.

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ МОНОЛИТНЫХ И ДИСКРЕТНЫХ ЗАЩИТНЫХ ЭКРАНОВ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ С КОСМИЧЕСКИМ МУСОРОМ

П.А. Радченко, А.В. Радченко, А.В. Кануткин, В.А. Чанцов
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
pavel@ispms.ru

Масса и количество объектов в космосе резко возросли за последние годы в результате активной деятельности человека в космосе. Это, в свою очередь, увеличивает вероятность столкновения космического мусора с действующими космическими аппаратами. На орбите Земли и в космическом пространстве космический мусор в основном состоит из естественных метеороидов и искусственного орбитального мусора. Относительная скорость взаимодействия метеороида и орбитального мусора с космическим аппаратом на орбите, достигающая нескольких километров в секунду (в среднем скорость удара составляет 10 км/с), представляет непосредственную опасность. Такое кинетическое воздействие может вызвать отказы различных систем космического аппарата (КА) или даже его разрушение, что потенциально может привести к тяжелым жертвам и неудачам в космической миссии. Если столкновения с более крупными обломками могут быть предотвращены с помощью корректировки орбиты космических аппаратов (активная защита) и систем раннего предупреждения, то для защиты от частиц небольшого размера (от 1 до 10 мм) необходимо использовать пассивную защиту, представляющую собой тонкие экраны (щит Уиппла) различной конструкции. Эта необходимость становится все более очевидной, особенно учитывая неспособность обычных наземных радиолокационных систем обнаруживать и отслеживать объекты диаметром менее 5 см. С учетом жестких требований к массогабаритным параметрам космических аппаратов, существует актуальная потребность в более эффективных концепциях экранирования, обеспечивающих большую защиту при меньшем весе.

В рамках Лагранжева подхода численно методом конечных элементов исследуется высокоскоростное и гиперскоростное нормальное и косое взаимодействие алюминиевых частиц, моделирующих космический мусор, с монолитными и сеточными (дискретными) экранами. В качестве материалов экранов рассмотрены алюминий, сталь и вольфрам. Поверхностная плотность экранов была одинаковой. Моделирование проводится с помощью авторского программного 3D комплекса EFES, в котором обеспечивается сохранение массы при выполнении условия разрушения. Реализованный алгоритм разрушения позволяет описывать фрагментацию материала, образование новых контактных границ без искажения расчетной сетки. Проведены оценки эффективности защитных свойств монолитных и дискретных экранов с одинаковой поверхностной плотностью в диапазоне скоростей 3–15 км/с.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-21-00558, https://rscf.ru/project/25-21-00558/.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni

М.С. Стародубова[1], Ф. С. Беляев[1,2], А.Е. Волков[1], М.Е. Евард[1]
[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
[2]Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
st063188@student.spbu.ru

Смягчение колебаний зданий и сооружений, вызванных землетрясениями, – важная инженерная проблема. Путями ее решения являются сейсмоизоляция конструкции и демпфирование колебаний внутри нее. Устройство и изоляторов, и демпферов может быть основано на использовании рабочего элемента, испытывающего деформации в процессе колебаний. Эффективное использование материала в рабочих элементах предполагает, что они испытывают значительную деформацию. Таким образом, от демпфирующих элементов требуется хорошая устойчивость к малоцикловой усталости. Если рабочие элементы изготовлены из стали, испытывающей пластическую деформацию, то они могут быстро разрушаться при интенсивном малоцикловом деформировании. Увеличить циклическую долговечность можно применением сплавов с памятью формы (СПФ), деформация которых реализуется не посредством дислокационной пластичности, а за счет мартенситных превращений.

СПФ на основе Fe-Mn представляют интерес благодаря более низкой стоимости по сравнению с наиболее известным сплавом Ti-Ni. В частности, сплав Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni демонстрирует повышенную сопротивляемость усталостному разрушению при малоцикловом нагружении по сравнению со сталью и рядом других сплавов на основе Fe-Mn и успешно применяется в производстве демпферов для зданий.

В предшествующих работах авторов была разработана микроструктурная модель деформации СПФ на основе Fe-Mn, учитывающая особенности ГЦК – ГПУ мартенситного превращения в этих сплавах. В данной работе модель, позволяющая рассчитывать фазовую и микропластическую деформацию, была использована для симуляции малоцикловой усталости образца из сплава Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni при различных значениях амплитуды деформации. Результаты показывают хорошее соответствие с известными из литературы экспериментальными данными.

Рассматриваемая модель может быть применена для прогнозирования циклической деформации изделий при различных условиях деформирования и температурных режимах, что необходимо для определения оптимальных параметров демпфирующего устройства.

Работа выполнена при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета (проект 116636233).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПО СХЕМАМ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ И МАКРОСДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

В.В. Черкасов[1, 2], В.С. Комаров[1, 2], Р.Д. Карелин[1, 2], И.Ю. Хмелевская[1], С.Д. Прокошкин[1]

[1]НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия

[2]ИМЕТ РАН им. Байкова, г. Москва, Россия

v.basenchikov@yandex.ru

В настоящее время получение объемных наноструктурированных сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана (TiNi) медицинского назначения является актуальной научно-технической задачей. В ранних работах было установлено, что проведение деформации при интервале температур от 300 до 600 ºС, сопровождается протеканием процессов динамической полигонизации и является наиболее благоприятным с точки зрения формирования наноструктуры в СПФ TiNi. Однако особенности влияния динамического старения, протекающего при термической и термомеханической обработке в температурном диапазоне от 250 до 550 ºС детально не изучено. Таким образом целью данной работы является проведение исследования влияния процессов динамического и статического старения (ДС и СС) в процессе деформации сжатием, а также проведение интенсивной пластической деформации (ИПД) по различным схемам стареющего СПФ TiNi.

По результатам проведения деформации сжатием было установлено, что наиболее интенсивно процессы динамического старения протекают при температурах 430-500 ºС. При данных температурах формируется наиболее оптимальная структура для последующего роста частиц избыточной фазы Ti_3Ni_4 в процессе СС, что было подтверждено по результатам измерения твердости и ширины на полувысоте рентгеновской линии 110_{B2}.

Получение объемных заготовок СПФ TiNi с наноструктурой осуществлялось путем проведения ИПД по схеме РКУП в квазинепрерывном режиме (КН) при температуре 450 ºС. Перед проведением деформации образцы были подвергнуты СС при 430 ºС в течение 1 и 5 часов с целью изучения влияния частиц фазы Ti_3Ni_4 на формирование структуры в процессе КН РКУП. Были успешно получены объемные заготовки СПФ TiNi с средним размером структурных элементов менее 120 нм (при СС 5 ч) и менее 100 нм (при СС 1 ч). При этом Сформированная структура поспособствовала значительному повышению уровня предела прочности ($\sigma_в$) с 795 до 1453 МПа при растяжении и уровня максимальной полностью обратимой деформации с 4 до 11,6 %.

Также в данной работе СПФ TiNi медицинского назначения был впервые подвергался ИПД по схеме кручения прутка диаметром 4 мм. Данная обработка при 500 ºС позволила сформировать структуру с средним размером структурных элементов 500 нм. Понижение температуры МДК до 450 ºС привело к уменьшению среднего размера до 200 нм.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №24-79-10332.

ПОДБОР МАТЕРИАЛЬНЫХ КОНСТАНТ МИКРОСТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ПОМОЩИ НЕЙРОСЕТИ

Т.В. Ребров[1], А.Е. Волков[1], Е.А. Вуколов[1], Ф.С. Беляев[1,2]
[1]Санкт-Петербургский Государственный Университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]Институт Проблем Машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
st063189@student.spbu.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) представляют собой класс функциональных материалов, способных испытывать термоупругие мартенситные превращения при изменении температуры и (или) механической нагрузки. Эти превращения обусловливают такие эффекты, как память формы и псевдоупругость, что делает СПФ востребованными в медицине и промышленности. Функциональные свойства таких материалов в значительной степени определяются особенностями фазовых превращений и их эволюцией под внешними воздействиями.

Одним из важных факторов, влияющих на термомеханический отклик СПФ, является эффект стабилизации мартенсита (ЭСМ), проявляющийся в виде сдвига температур обратного мартенситного превращения после предварительной деформации, поэтому его необходимо учитывать при моделировании СПФ.

Для моделирования СПФ с учётом данного эффекта в работе используется ранее разработанная микроструктурная модель. Она содержит набор материальных констант, влияющих на интенсивность ЭСМ, который индивидуален для каждого моделируемого сплава, в связи с чем необходимо иметь способы подбора значений констант.

В данной работе рассматривается нейросетевой подход к подбору материальных констант никелида титана для микроструктурной модели, в которой учет ЭСМ основан на гипотезе о влиянии повреждений межмартенситных границ на их подвижность. Для решения поставленной задачи используется архитектура Deep Sets, предназначенная для обработки неупорядоченных наборов однотипных экспериментальных откликов. Такой подход позволяет корректно агрегировать информацию от серии экспериментов.

Обучение нейросети проводится на синтетическом датасете, сформированном на основе численных экспериментов микроструктурной модели для различных режимов предварительной деформации. Процесс обучения включает разделение данных на обучающую и валидационную выборки, применение регуляризации и ранней остановки, что обеспечивает повышение устойчивости и обобщающей способности модели.

Показано, что нейросетевой подход позволяет воспроизводить экспериментальные зависимости сдвига температур начала обратного мартенситного превращения и обеспечивает быстрый инференс параметров после завершения обучения. Полученные результаты подтверждают перспективность применения нейросетевых методов для автоматизированного подбора материальных констант микроструктурной модели СПФ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Санкт-Петербургского Государственного Университета, проект 116636233.

ЛЁГКИЕ КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПРИМЕНЕНИЯ: МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТОЙКОСТЬ К ОКИСЛЕНИЮ

Е.И. Ноздрачева[1], Н.Ю. Юрченко[2]

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, Россия

[2]Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,
г. Санкт-Петербург, Россия

Nozdracheva@bsuedu.ru

Лёгкие композиционно-сложные сплавы рассматриваются как перспективный класс материалов для высокотемпературных применений, где требуется сочетание высокой удельной прочности, пластичности и стойкости к окислению. Их свойства в значительной степени определяются формированием многофазной микроструктуры, включая упорядоченные интерметаллидные фазы, способные обеспечить благоприятный баланс прочности и пластичности. В этом контексте сплавы на основе системы Al–Cr–Ti представляет особый интерес благодаря пониженной плотности, высокой термической стабильности и потенциалу формирования защитных оксидных пленок, тогда как взаимосвязи между микроструктурой, механическими свойствами и жаростойкости данной системы остаются недостаточно изученными. Целью настоящего исследования является установление взаимосвязи между микроструктурой лёгких композиционно-сложных сплавов на основе Al-Cr-Ti с их механическими характеристиками при сжатии и стойкостью к окислению при повышенных температурах. Сплавы были получены вакуумно-дуговым переплавом. Фазовый состав и микроструктуру исследовали методами рентгеновской дифракции, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Механические свойства оценивали при испытаниях на сжатие в интервале температур и 22–1000 °C, а жаростойкость при 1000 °C в течение 100 ч в воздушной атмосфере. Показано, что многофазная микроструктура оказывает определяющее влияние на механические характеристики: для исследуемой серии сплавов достигнуты значения удельной прочности (48 МПа·см³·г⁻¹) при 1000 °C, сопоставимые с современными высокотемпературными материалами, при сохранении пластичности при комнатной температуре. Испытания на стойкость к окислению продемонстрировали формирование защитных оксидных пленок, морфология и сплошность которых напрямую коррелируют с исходной микроструктурой сплавов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-30066 (chttps://rscf.ru/en/project/19-79-30066/) использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ».

РАЗРАБОТКА НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖС6К, АДАПТИРОВАННЫХ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

И.И. Астахов[1,2], М.В. Климова[1], Д.Н. Клименко[1], Г.Г. Задыкян[1], О.Г. Климова-Корсмик[1], Р.С. Корсмик[1], Н.Д. Степанов[1]

[1] Институт Лазерных и Сварочных Технологий, Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический Университет, г. Санкт-Петербург, Россия

[2] Белгородский Государственный Национальный Исследовательский Университет, г. Белгород, Россия

Astakhov@smtu.ru

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) обрели свою популярность в авиационной, энергетической и судостроительной отрасли благодаря своим отличительным физико-механическим свойствам при повышенных температурах. Однако создание деталей сложной геометрии из ЖНС с помощью традиционных методов производства является длительным и ресурсозатратным процессом. В настоящее время перспективным решением является использование аддитивного производства (АП). Основной проблемой, препятствующей массовому внедрению послойной печати изделий из ЖНС, является плохая свариваемость большинства никелевых сплавов с высоким содержанием упрочняющей γ′-фазы (Ni3Al), которые подвержены растрескиванию в процессе аддитивного производства.

В данной работе с использованием высокопроизводительных расчетов CALPHAD были разработаны новые составы ЖНС на основе сплава ЖС6К с разным уровнем легирования. Новые жаропрочные сплавы ХН70 и ХН75 (где цифры соответствуют содержанию никеля в сплаве) были успешно получены методом прямого лазерного выращивания. Исследования микроструктуры подтвердили отсутствие растрескивания в модифицированных сплавах по сравнению с ЖС6К, что свидетельствует о лучшей технологичности в ходе АП. Оценка механических характеристик при испытаниях на растяжение в сравнении с ЖС6К показала, что разработанный сплав ХН75 демонстрировал превосходную пластичность >40% при незначительном снижении прочности (пределы текучести и прочности составили 790 МПа и 1220 МПа, соответственно). В то время как сплав ХН70 при комнатной температуре обладает свойствами, сравнимыми со сплавом ЖС6К, а именно пределы текучести и прочности составляли 900 МПа и 1270 МПа, соответственно, при относительном удлинении в 19%. Более того, прочностные характеристики сплава ХН70 при повышенных температурах (700-900°C) превышали таковые в сплаве ЖС6К, при сохранении уровня пластичности, сопоставимой с литым термообработанным исходным сплавом.

Данное исследование было профинансировано Министерством науки и высшего образования Российской Федерации (Грантовое соглашение № 075-15-2025-006 от 26 февраля 2025 г.).

ФОРМИРОВАНИЕ МАСШТАБНОЙ ИНВАРИАНТНОСТИ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ И НАПРЯЖЕНИЙ ПЕРЕД РАЗРУШЕНИЕМ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ В МЕТОДЕ ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

В.Л. Гиляров, Е.Е. Дамаскинская
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru

Изучено распределение локальных растягивающих напряжений и деформаций в гетерогенных материалах методом дискретных элементов. Под локальными напряжениями понимаются напряжения на связях в модели связанных частиц. Показано, что распределения деформаций связей и напряжений на них уширяются в процессе деформирования материалов и становятся степенными. Коэффициенты корреляции временных зависимостей скейлинговых коэффициентов деформаций и напряжений определяются соответствием зависимости $\sigma(\varepsilon)$ закону Гука. Коэффициенты корреляции критических индексов (максимальных значений скейлинговых коэффициентов) связаны с характером гетерогенности материала (по структуре или по внутренним напряжениям). При этом, достижение максимума значения (минимума по абсолютной величине) предшествует моменту разрушения.

Формирование степенных распределений перед разрушением материала отражает масштабную инвариантность физических систем в критическом состоянии, которая, по нашему мнению, в случае процесса разрушения является реализацией процесса самоорганизованной критичности.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ ФИНИШНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

Д.Л. Вайнштейн[1,2], А.И. Ковалев[1,2], Е.П. Коновалов[1,2]
[1]ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
[2]ООО НТВП «Поверхность», г. Москва, Россия
d_wainstein@sprg.ru

В последнее время участились случаи разрушения горячедеформированных заготовок различных сталей и сплавов, выпущенных разными производителями, при их окончательной горячей прокатке. Подобные явления наблюдались в электротехнических сталях, хромоникелевых нержавеющих сталях и сплавах.

Для определения причин возникновения этих дефектов был применён комплекс методов анализа поверхности: сканирующая электронная микроскопия, рентгеновская фотоэлектронная и Оже-спектроскопия, масс-спектроскопия вторичных ионов. Установлено, что разрушение проходило по механизму красноломкости — зернограничному разрушению вследствие формирования на границах зёрен легкоплавких эвтектик, содержащих значительное количество меди.

В докладе обсуждается состав и механизм формирования этих эвтектик как следствие сегрегирования меди на границы аустенитных зёрен при неоптимальных температурах и скоростях охлаждения металла после горячей пластической деформации.

УПРАВЛЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ КОМПОЗИТНЫХ ПРОВОДНИКОВ ТИПА Al-Al ЗА СЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ В НИХ ДОЛИ КОМПОНЕНТОВ

А.Е. Медведев, М.Ю. Мурашкин
ФГБОУ ВО Уфимский Университет Науки и Технологий, г. Уфа, РФ
murashkinmy@uust.ru

Для улучшения комплекса свойств изделий из алюминиевых сплавов, в последнее время, помимо разработки новых композиций и совершенствования методов их производства и обработки, создают композитные материалы из сплавов на основе алюминия с разными свойствами. В частности, создают композитные проволоки (КП) с сердечником (С) и оболочкой (О) из разнородных алюминиевых сплавов. При этом оба материала КП должны быть термостойкими, так как их использование в проводах, обеспечит повышение пропускной способности линий электропередач.

В данной работе рассмотрено влияние изменения соотношения доли С и О в проводнике на физико-механические свойства КП, и проведен сопоставительный анализ со свойствами их аналогов, выполненных в виде цельноалюминиевых проволок (ЦАП). Образцы КП диаметром 3 мм были изготовлены с С из сплава Al-0.5 вес. %Fe и О из сплава Al-1.7 вес. %Fe. Оба сплава были получены методом непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор. Доля С в КП составляла 10%, 30% и 50%. Физико-механические свойства образцов КП были аттестованы в состоянии после холодного волочения (ХВ), а также после ХВ и отжига при температуре 230°С в течение 1 ч. Данная термическая обработка осуществлялась для определения уровня термостойкости образцов КП.

Было установлено, что изменения предела прочности и электрической проводимости (ЭП) в образцах КП с разным соотношением С и О, полученные экспериментально, согласуются с рассчитанными согласно правилу смесей данными. Влияние протяженности границы раздела в КП между материалом С и О в рассматриваемом случае не оказывают сколь-нибудь значимого влияния на предел прочности, так как экспериментальные значения не расходятся с расчетными. В то же время были выявлены расхождения между расчетными и экспериментальными значениями ЭП, причем они не зависят от протяжённости границы между компонентами. Показано, что правило смесей позволяет с высокой точностью предсказать величину удлинения до разрушения образцов КП. Перечисленные особенности поведения образцов КП проявляются как в состоянии после ХВ, так и в состоянии после дополнительного отжига при 230°С.

Исследование выполнено за счет гранта Российского Научного Фонда № 25–19–00633, https://rscf.ru/project/25-19-00633/.

СКРЕТЧ-ТЕСТ КАК НОВЫЙ ПОДХОД К ИЗУЧЕНИЮ СТРУКТУРЫ ГОДИЧНЫХ КОЛЕЦ ДРЕВЕСИНЫ ДЛЯ ЗАДАЧ ДЕНДРОХРОНОЛОГИИ И ДЕНДРОКЛИМАТОЛОГИИ

А.А. Самодуров[1], А.И. Тюрин[1], В.А. Тюрин[1], А.В. Руссу[2], В.А. Шамаев[1,2]

[1]Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, г. Тамбов, РФ

[2]Воронежский государственный лесотехнический университет им. Г.Ф. Морозова, г. Воронеж, Россия

samsasha@yandex.ru

Исследования в таких дисциплинах, как дендрохронология, дендроклиматология и дендроэкология, основаны на информации о структуре годовых колец роста древесины. Чаще всего они проводятся с использованием методов оптической микроскопии, основанных на оптических свойствах древесины, напрямую несвязанных с ее структурой и другими свойствами, например, физико-механическими. В то же время некоторые методы изучения физико-механических свойств, такие как денситометрия, нано- и микроиндентирование и другие считаются более информативными. Однако эти методы довольно трудоемки и требуют использования дорогостоящего оборудования. Это предполагает необходимость разработки более простого, информативного и удобного подхода к изучению физико-механических свойств древесины. В данной работе предлагается использование метода испытания царапанием (скретч-тест), позволяющего проводить непрерывное измерение микромеханических свойств древесины. Он основан на регистрации и дальнейшем анализе радиального профиля нормальной силы, регистрируемой при царапании поперечного среза специальным зондом на заданной глубине. Метод был протестирован на древесине ряда хвойных пород (сосна обыкновенная - *Pinus sylvestris* L., ель европейская - *Picea abies* и лиственница сибирская - *Larix sibirica*). Испытание на царапание позволяет учитывать особенности внутрикольцевой структуры и получать профиль распределения локальной твердости материала. В ходе выполнения исследований показано, что он имеет осциллирующий характер, а минимумы и максимумы соответствуют механическим свойствам ранней и поздней древесины в структуре годового кольца. Из данных скретч-теста можно определять ширину годичных колец. Расхождение между значениями, полученными методом скретч-теста и стандартного оптического, не превышают 3 % для древесины сосны и ели, и 5 % для лиственницы. Профили твердости имеют высокую степень корреляции с профилями плотности, полученными при анализе СЭМ-изображений клеточной структуры древесины. Поэтому метод скретч-теста можно применять как альтернативу денситометрии. Предложенный в работе метод скретч-теста показал высокую эффективность и меньшую трудоемкость по сравнению с другими методами измерения локальных физико-механических свойств древесины. Он обладает высоким потенциалом применения в дальнейшем развитии дендрохронологии и других дисциплин.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 23-16-00231-П (https://rscf.ru/project/23-16-00231-П/).

МЕТОД ВЫЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ СВАРКИ НА ОСНОВЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ПО ДАННЫМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Е.Е.Дамскинская[1], Е.Ю.Нефедьев[2], Л.О.Стояновский[3]

[1] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, г. Санкт-Петербург, Россия

[2] ФГУП «Крыловский государственный научный центр», г. Санкт-Петербург, Россия

[3] СПбПУ Петра Великого, г. Санкт-Петербург, Россия

ne246@ya.ru

Выявление дефектов в многопроходных сварных швах непосредственно в процессе сварки при изготовлении толстостенных конструкций ответственного назначения является актуальной задачей. Ее решение позволит осуществлять ремонт дефектов сразу после их появление и получать практически бездефектные сварные швы. Традиционные методы неразрушающего контроля (НК) выявляют дефекты после завершения сварки и приводят к дорогостоящим ремонтам и снижают качество сварной конструкции. Наиболее приемлемым методом НК является метод акустической эмиссии (АЭ), который позволяет контролировать весь сварной шов прямо в процессе сварки несколькими стационарно расположенными датчиками по сигналам, излучаемым самими дефектами в процессе их образования и развития. Трудности в его использовании связаны с наличием большого количества помех различной природы и влиянии человеческого фактора при их сортировке и оценке.

Целью исследования была разработка алгоритмов автоматизирующие этапы поиска дефектов на основе регистрации данных АЭ непосредственно в процессе сварки.

В данной работе рассматривается применение анализа данных к задачам акустической эмиссии. Было проведено сравнение различных алгоритмов анализа данных применительно к задачам контроля сварки с помощью АЭ. На основе проведенного анализа были созданы и протестированы методы решающие данные задачи. Полученные подходы позволяют идентифицировать скопления однородных сигналов АЭ различной природы и автоматически разделять их в реальном времени, что повышает точность и позволяет стандартизировать результат обработки сигналов, упростить поиск дефектов в сварных швах при различных сварочных работах.

Рассмотрена возможность применения машинного обучения для регистрации и локализации методом АЭ трещиноподобных дефектов сварного шва в процессе ручной электродуговой сварки под флюсом и на стадии остывания шва. На основе анализа данных АЭ контроля и результатов их проверки арбитражными методами ультразвукового и капиллярного контроля предложен способ разделения признаков сигналов, генерируемых различными источниками АЭ во время сварки, остывания и зачистки.

Трещины, выявленные методом АЭ в процессе сварки, подтверждены методом ультразвукового контроля после окончания сварки и капиллярным методом при послойном вскрытии сварного шва.

Определение координат дефектов шва в реальном времени на каждом проходе сварки создает возможность их оперативного исправления в процессе сварки с минимальным объемом выборки и последующей наплавки металла.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК MAX-ФАЗ СИСТЕМЫ Ti-Cr-Al-C, АДАПТИРОВАННЫХ В КАЧЕСТВЕ ОСНОВЫ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ НАГРЕВАТЕЛЕЙ

В.Г. Саламатов[1], А.М. Шульпеков[2]
[1]Балтийский федеральный университет имени Иммануила Канта, г. Калининград, РФ
[2]Томский научный центр СО РАН, г. Томск, РФ
VGSalamatov@kantiana.ru

Представлены результаты исследования тепловой структуры волн самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) системы Ti-Cr-Al-C, анализу микроструктуры и электрофизических характеристик продуктов горения. В качестве реагентов использовались коммерческие порошки: титан (ПТМ, размер частиц менее 20 мкм), алюминий (АСД-4, 5 мкм), хром (ПХ, менее 10 мкм), сажа (ПМ-15, менее 1 мкм). Смешение реагентов осуществлялось в смесителе типа «Пьяная бочка». Инициирование СВС проводилось по известной методике в реакторе постоянного давления в среде аргона при давлении 0,1 Мпа. Исследование продуктов синтеза осуществлялось на оборудовании НТП «Фабрика» БФУ им. Иммануила Канта.

Установлено, что увеличение содержания (до 20 мас.%) хрома в смеси приводит к снижению максимальной температуры горения с 2000 до 1890 ºС, а при содержании хрома в интервале 20 - 33 мас.% СВС реализуется в нестационарном очаговом режиме горения. Анализ микроструктуры продуктов показал, что увеличение концентрации хрома в исходной шихте с 5–10 мас.% способствует формированию в качестве основной (согласно анализу данных РФА по методу Ритвельда, не менее 90мас. %) фазы $(TiCr)_2AlC$, а при концентрации хрома 20 мас.% фазы $(TiCr)_3AlC_2$ (не менее 92 мас.%). Кроме указанных фаз в продуктах идентифицируются фазы - TiAl и TiC (не более 1.5 мас.%.). Синтезированные MAX-фазы системы Ti-Cr-Al-C можно описать как наноструктурированные композиты, состоящие из чередующихся нанослоев карбидов $(Ti_{1-x}Cr_x)_2C$ $(Ti_{1-x}Cr_x)_3C_2$, разделённых прослойками атомов алюминия, что придаёт материалу уникальные физико-химические свойства и определяет его потенциал в различных высокотехнологичных приложениях. Микротвёрдость синтезированных в режиме СВС композиционных материалов составила 3,2–5,1 ГПа, что сопоставимо, согласно литературным данным, микротвёрдости фазы Ti_2AlC. Замечено, что при снижении скорости охлаждения синтезируемого продукта с 150 до 20 ºС/с длина пластинчатых зёрен MAX-фазы увеличивается до 5 мкм, а их ширина — до 2,5 мкм.

Проведённое в работе исследование продемонстрировало высокую экономическую целесообразность применения электропроводящих слоёв, изготовленных из синтезированных порошков MAX-фаз, в качестве нагревательных элементов в тепловых устройствах, функционирующих в температурном диапазоне от 50 до 300 °С. Проводящий слой формировался путём холодной прокатки порошков на валках в ленты толщиной 150–200 мкм и шириной 30 мм. В ряде случаев для армирования лент использовалась 50-мкм никелевая сетка.

Работа выполнена в рамках реализации программы развития Балтийского федерального университета им. И. Канта — «Приоритет 2036», проект 1086-Л-25.

БИОСОВМЕСТИМЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ TiNbZr, УПРОЧНЕННЫЕ БОРИДАМИ

М.С. Озеров, Е.А. Воропаева, В.С. Соколовский, С.В. Жеребцов
Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г Белгород, Россия
ozerov@bsuedu.ru

В работе рассмотрены металломатричные композиционные материалы на основе эквиатомного сплава TiNbZr, Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr, армированные боридами. Композиты были получены методом вакуумно-дугового переплава с добавлением металлического порошка TiB_2 в различных весовых пропорциях в исходную шихту.

Были исследованы структура, механические свойства и биосовместимость композитов. Микроструктура композитов состояла из оцк матрицы и волокон (Ti,Nb)B. Бориды имели игольчатую форму со средним диаметром 0,4 - 2,0 мкм. Введение боридов снижает коррозионную стойкость. Также было установлено, что добавление в эквиатомную матрицу TiNbZr волокон (Ti,Nb)B несколько повышает модуль упругости, без заметного снижения биосовместимости. Сплав с минимальным содержанием TiB_2 0,2% показал наименьшее значение предела текучести 690 МПа и наибольшее относительное удлинение ~20%. Увеличение содержания TiB_2 до 0,7 вес.% привело к росту предела текучести до 750 МПа при снижении пластичности до 10 %. Сплав с 2,0 вес.% TiB_2 показал значения предела текучести 810 МПа и относительного удлинения ~5%. Наиболее высокие прочностные характеристики были достигнуты в состоянии композита с максимальным содержанием боридов, в котором предел текучести достиг 900 МПа при пластичности 0,5%. Структура неармированных сплавов Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr была представлена игольчатым α мартенситом, состоящим из реек субмикронной толщины, расположенных в β матрице. Микроструктура композитов состоит из двухфазных α+β-матриц Ti13Nb13Zr и Ti-18Nb-8Zr и волокон (Ti,Nb)B. После испытаний на растяжение при комнатной температуре сплав Ti13Nb13Zr $\sigma_{0,2}$=600 МПа и δ=21%. В свою очередь, образец сплава с 0,7 вес.% TiB_2 продемонстрировал увеличение предела текучести до 620 МПа и снижение δ до 3,6%. Увеличение содержания TiB_2 в исходной шихте до 2,0 вес.% привело к повышению прочностных свойств композита Ti13Nb13Zr/(Ti,Nb)B - предел текучести составил 730 МПа, и снижению относительного удлинения до 0,5%. Неармированный сплав Ti18Nb8Zr показал предел текучести 560 МПа и пластичность 15%. Добавление 0,7 вес.% TiB_2 в матрицу сплава Ti18Nb8Zr привело к повышению предела текучести до 610 МПа и снижению δ до 6%. Сплав с 2,0 вес.% TiB_2 показал предел текучести 700 МПа и относительное удлинение 0,3%.

Оценка основных механизмов упрочнения показала, что упрочнение за счет передачи нагрузки от упрочнителя к матрице вносит основной вклад в общую прочность композита. Анализ биосовместимости предполагает некоторое снижение скорости пролиферации мезенхимальных стволовых клеток с увеличением количества боридов. На основании полученных результатов можно рассматривать композиты TiNbZr-(Ti,Nb)B как перспективные биосовместимые материалы.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-19-00476-П, https://rscf.ru/project/22-19-00476/..

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНУЛИРУЕМЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Ш.Х. Мухтаров, Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, А.А. Ганеев, В.М. Имаев
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
shamilm@imsp.ru

Жаропрочные деформируемые никелевые сплавы применяются при изготовлении вращающихся деталей газотурбинных двигателей, в частности, дисков компрессора и турбины, где они должны выдерживать экстремальные сочетания механических напряжений и температурных градиентов. Такие возможности применения сплавов обычно обеспечивают дисперсные выделения γ′ (Ni_3(Al,Ti,Nb,Ta)) фазы со сверхструктурой типа $L1_2$. Для обеспечения высокой макрооднородности объемных заготовок сплава обычно используют процессы порошковой металлургии. Однако изготовление гранул и их компактирование значительно удорожает полученный материал по сравнению технологией литья и деформации. Одним из методов удешевления порошковой технологии является горячее изостатическое прессование (ГИП) гранул в капсулах, близких по форме к детали и последующая их термическая обработка. Для повышения механических свойств в ГИП сплавы добавляют больше тугоплавких элементов, которые в свою очередь, как повышают объемную долю γ′ фазы, так и упрочняют γ матрицу. Такие свойства как деформируемость для этих сплавов не требуется. При ГИП формировалась однородная микроструктура с размером γ зерен около 30 мкм. Однако также происходило выделение фаз на поверхности исходных гранул, и образовавшаяся сеть второй фазы (наследственные границы гранул - prior particle boundaries) была признана ответственной за низкие механические свойства компакта.

Сравнительные исследования гранулируемых никелевых сплавов ВВ751П, ВВ750П и СМДЖС1П, подвергнутых горячей изотермической или квазиизотермической деформацией показали, что введение деформационной обработки приводит к формированию мелкозернистой структуры за счет динамической и постдинамической рекристаллизации. Установлено, что наибольшее влияние на процесс динамической рекристаллизации сплава оказывает коалесценция γ′ фазы при медленном охлаждении с температуры отжига. С увеличением расстояния между центрами частиц γ′ фазы, длина свободного пробега дислокаций увеличивалась, что способствовало интенсивному развитию динамической рекристаллизации. Степень извилистости границ зерен также оказывала положительное влияние на развитие динамической рекристаллизации. При этом исходная дислокационная субструктура не оказывала видимого влияния на процессы рекристаллизации.

На примере ГИП сплавов ВВ751П и СМДЖС1П показано, что введение деформационной обработки повысило механические свойства за счет меньшего размера зерен и отсутствия наследственных границ гранул.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00806, https://rscf.ru/project/25-29-00806/

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ ЛЬДА ПРИ ДВУХОСНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Г.В. Павилайнен, П.В. Евсеева, К.А. Орехов, С.А. Суховинский
Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
g.pavilaynen@spbu.ru

В докладе рассматривается математическая модель задачи гидроупругости при изгибе ледяной тонкой пластины на упругом основании в случае сосредоточенной вертикальной нагрузки в нескольких точках, моделирующей шасси вертолета при посадке и взлёте, и проводится расчёт необходимой толщины льда для обеспечения прочности. Практически эта задача согласуется с классической задачей Герца об изгибе круглой тонкой пластины при сосредоточенной вертикальной нагрузке в центре её верхней поверхности. Лёд является сложным материалом для исследования, поскольку он анизотропен и разнопрочен. Исследование таких материалов, является важной технической задачей при проектировании и создании новых сооружений.

Задача изгиба ледяной пластины решается в трёх постановках. Сначала аналитически с применением функций Бесселя и их аналогов решается задача для защемленной по контуру пластины (ледового поля), лежащей на упругом основании (морская или пресная вода). Затем задача решается с применением МКЭ в пакетах ANSYS и COMSOL. Оцениваются результаты моделирования в разных пакетах. Фиксируется влияние воды и её подкрепляющий эффект. Численный расчет верифицируется с помощью аналитического решения для изотропной пластины в классическом случае. На основе численного расчета по МКЭ в ANSYS проводится анализ напряженного состояния пластины и оценка её прочности при изгибе. Получено хорошее совпадение аналитического решения, полученного в пакете Mathematic 14.2, и математической модели в частном случае изотропной пластины для различных нагрузок и толщин льда, проведена оценка прочности ледового поля.

В пакете COMSOL проведено моделирование задачи для трансверсально-изотропного разнопрочного льда. Рассмотрен случай многослойного льда при двухосном нагружении. Использованы различные виды льда, проведено сравнение результатов и оценка прочности двухслойного льда. Получено качественное совпадение аналитических и численных результатов с феноменологическими теориями других авторов, в частности, с результатами экспериментальных исследований в АА НИИ.

В работе проводится оценка прочности льда при двухосном напряженном состояния с использованием нового модифицированного критерия, учитывающего трансверсальную изотропию ледового поля и разнопрочность при растяжении и сжатии. В критерии учитывается важная особенность деформирования льда, а именно, лед является хрупким материалом при одноосном растяжении и упругопластическим при одноосном сжатии. Кроме этого, многочисленные экспериментальные исследования подтверждают, что при двухосном напряженном состоянии прочностные характеристики увеличиваются на 15-20%.

Работа выполнена с поддержкой гранта РНФ 19-01-00208 и Ресурсного вычислительного центра СПбГУ. Авторы также благодарят АА НИИ и руководителя группы по исследованию льда к.ф.-м.н. С.М. Ковалева за внимание к данному научному направлению и экспериментальную поддержку. .

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

А.И. Алексеев[1], Р.В. Мендагалиев[1,2], А.Д. Евстифеев[1,2], О.Г. Климова-Корсмик[2]
[1]СПбГУ Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
[2] СПбГМТУ Санкт-Петербургский государственный морской технический
университет, Санкт-Петербург, Россия
7043079@gmail.com

Аддитивное производство открывает возможности для создания биметаллических структур. Среди методов 3D-печати металлов технология прямого лазерного выращивания (ПЛВ) является одной из перспективных. Ее важнейшее преимущество использование нескольких порошковых питателей, что позволяет подавать различные сплавы как последовательно, так и синхронно, обеспечивая точное локальное легирование или создание плавных переходов. Ключевой технологической проблемой при таком гетерофазном синтезе является формирование зоны сплавления между материалами с различными теплофизическими свойствами. Особенно это критично при изготовлении крупногабаритных изделий, где возникающие градиенты температуры и состава могут приводить к образованию нестабильных фаз, остаточных напряжений и, как следствие, к неоднородности свойств в переходной области. Актуальной задачей изучения биметаллических материалов из аустенитных и мартенситных сталей является исследование взаимодействия этих материалов и формирующихся в результате механических свойств.

Для получения слоистого биметаллического материала с улучшенными механическими свойствами были использованы аустенитная сталь 08Х18Н10Т и мартенситная сталь 09Х16Н4Б. При чередовании материалов в 1 слой наблюдается микроструктура из участков мартенсита, аустенита и δ-феррита. Также в области сплавления стали 08Х18Н10Т, микроструктура претерпевает диффузионное перемешивание со сталью 09Х16Н4Б, за счет чего формируется мартенситно-аустенитная структура. В результате формируется структура метастабильного типа, что приводит к частичному перемешиванию слоев при ПЛВ. Для образца в исходном состоянии с чередованием материалов послойно (шаг 1 слой) были получены следующие механические свойства: предел текучести 403 ± 5 МПа, временное сопротивление 1143 ± 28 МПа, относительное удлинение 16,8 ± 1 %.

Макроструктура с чередованием 5 слоев состоит из участков мартенсита, аустенита и δ-феррита. В стали 08Х18Н10Т микроструктура состоит из аустенита и δ-феррита. Полученные образцы из выбранных материалов обладают повышенными механическими свойствами по сравнению с образцами полученных традиционным методом. Для образца в исходном состоянии с чередованием материалов послойно (шаг 5 слоев) были получены следующие механические свойства: предел текучести 423 ± 6 МПа, временное сопротивление 777 ± 6 МПа, относительное удлинение 23,8 ± 1 %.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-00163, https://rscf.ru/project/25-79-00163/

МИКРОТВЕРДОСТЬ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ $Cd_{1-x}Zn_xTe$ (x=0.8-0.9) ЛЕГИРОВАННЫХ КОБАЛЬТОМ И ЖЕЛЕЗОМ

А.С. Ажгалиева, Е.Б. Борисенко, А.В. Тимонина, Н.Н. Колесников
Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук,
г. Черноголовка, Россия
azhgalieva@issp.ac.ru

В работе исследованы зависимости микротвердости по Виккерсу полупроводниковых кристаллов $Cd_{1-x}Zn_xTe$, которые традиционно используют как материал ИК лазерной оптики и детекторов ионизирующих излучений. Недавние исследования доказали эффективность легирования этих тройных сплавов малыми добавками переходных металлов Fe, Co, Cr для повышения эффективности рабочей среды ИК лазеров.

Эффективность и долговечность рабочих элементов из этих материалов зависят от однородности фазового и химического состава, от качества поверхности, влияющего на пропускание и рассеяние излучения, от механических характеристик и их зависимости от условий роста и последующей обработки этих материалов.

Было показано, что при выращивании из расплава в атмосфере аргона методом вертикальной зонной плавки кристаллы представляют собой твердые растворы, в которых концентрация цинка повышается примерно на 2% в конечной части слитка. В присутствии железа в части, обогащенной цинком, происходит разделение фаз твердых растворов. Микротвердость немонотонно зависит от нагрузки в диапазоне нагрузок 0.5- 2 Н. Она линейно зависит от состава твердого раствора, повышаясь с увеличением содержания Zn от 640 МПа до 810 МПа при x=0.1-0.15. Наибольшие значения микротвердости, полученные у образцов после механической полировки, понижаются после химической полировки благодаря удалению наклепанного слоя.

В ИК спектрах пропускания всех образцов наблюдаются широкие линии поглощения сложной формы с центром на ~3.0-4.5 мкм, обусловленные электронным переходом в ионах Fe^{2+} в халькогенидах цинка и кадмия при комнатной температуре. Коэффициент поглощения в максимуме пропорционален концентрации железа. Присутствие колбальта характеризуется широкими линиями поглощения в среднем ИК диапазоне с максимумами ~1.83 мкм, ~1,68 мкм. Ранее было показано, что указанные линии поглощения связаны с оптическими переходами электронов с уровня основного состояния $^4A2(F)$ иона Co^{2+} на расщепленные спин-орбитальным взаимодействием уровни возбужденных состояний $^4T1(P)$, $^4T1(F)$ и $^4T2(F)$. Экспериментально показано, что совместное легирование кобальтом и железом влияет на положение их линий в ИК спектре.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6, ПОДВЕРГНУТОГО ДЕФОРМАЦИИ АССИМЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКОЙ

Е.С. Белослудцева[1], Д.Е. Винокуров[1], К.И. Емельянов[1], А.А. Маркин[1], Л.В. Носов[2]

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Российская Федерация

[2]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Российская Федерация

belosludtseva@imp.uran.ru

Исследованы текстура, микроструктура и механические свойства алюминиевого сплава АМг6, подвергнутого деформации ассиметричной прокаткой. Исходные полосы толщиной 8 мм и шириной 80 мм деформировали при комнатной температуре на экспериментальном стане УНИ-400 «Стан асимметричной прокатки» в один проход до толщины 1,5 мм (степень обжатия 80%) по двум режимам: симметричному и асимметричному. Асимметричную прокатку проводили валками одинакового диаметра без натяжения при соотношении скоростей $V_1/V_2 = 5$. Дополнительную термическую обработку или предварительный нагрев перед прокаткой не проводили.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что по всему объему полосы формируется однородная высокодисперсная зеренная структура, образованная в результате фрагментации и динамической рекристаллизации. Зерна характеризовались равноосной формой и средним размером около 1,8 мкм, около 95% границ зерен были высокоугловыми. В результате подробного анализа полученных карт была выявлена ярко выраженная бимодальность распределения зерен по размеру: 65 % кристаллов характеризовались диаметром 0,3–2,5 мкм, 35 % – 2,5–5,3 мкм, менее 1 % – 5,3–8 мкм. После изучения прямых и обратных полюсных фигур было установлено, что деформированный сплав не обладает выраженной текстурой. Основными текстурными компонентами были: {112}<111>, {110}<100> и {110}<112>. При этом их распределение по толщине полосы оказалось неоднородным: компонента {112}<111> сохранялась по всему объёму, тогда как компоненты {110}<100> и {110}<112> наблюдались вблизи одной поверхности, ослабевая и полностью исчезая по мере удаления к противоположной стороне. В результате дюрометрического анализа было выявлено, что деформированная полоса характеризуется однородной твердостью равной 58 HB.

Для оценки влияния асимметрии на структуру и свойства исходную полосу также прокатали в симметричном режиме ($V_1/V_2 = 1$) при той же степени обжатия 80 %. При деформации по такой схеме произошло разрушение материала вследствие образования многочисленных трещин. Твердость сплава возросла до 110 HB.

Почти двукратное снижение твердости после асимметричной прокатки объясняется, в первую очередь, динамической рекристаллизацией, в ходе которой происходит перераспределение и аннигиляция дефектов кристаллической решётки, релаксация напряжений и, как следствие, снижение прочности при одновременном росте пластичности.

ОЦЕНКА ПЛОТНОСТИ СЛЕДОВ СИСТЕМЫ ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ КВАДРАТНЫХ ТРЕЩИН НА ПЕРПЕНДИКУЛЯРНЫХ СЕЧЕНИЯХ МАТЕРИАЛА

И. Билячат, Ю.Г. Пронина
Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
st106874@student.spbu.ru

Эффективные упругие и проводящие свойства материалов с микротрещинами выражаются как функции, зависящие от трехмерной плотности рассматриваемых неоднородностей, которая определяется как сумма кубов радиусов трещин, расположенных в заданном объеме материала, отнесенная к этому объему. Поэтому необходимо уметь определять параметр плотности трещин по информации, имеющейся на поверхностях шлифов или двумерных томографических снимках.

Проблемы реконструкции трехмерной микроструктуры материала по информации о следах неоднородностей на его сечениях занимали умы ученых с первой половины XIX столетия. Однако соотношения для определения трехмерной плотности трещин были получены лишь недавно, в работах Ю.Г. Прониной и М.Л. Качанова. Классическое определение трехмерной плотности трещин подразумевает, что трещины имеют дискообразную форму. В данной работе – в отличие от предыдущих – рассматриваются трещины, имеющие квадратную форму, что усложняет анализ, но позволяет оценить эффекты отклонения формы дефектов от круговой. А именно, рассматривается материал, ослабленный системой параллельных плоских квадратных трещин заданного размера, центры которых случайно и равномерно распределены во всем объеме материала; при этом трещины случайно, с равномерным распределением повернуты в своей плоскости вокруг своего центра. Определяется математическое ожидание величины двумерной плотности следов трещин на сечениях, перпендикулярных плоскостям трещин. Плотность следов трещин вводится как сумма квадратов их полудлин на сечении заданной площади, отнесенная к этой площади.

Сравнение полученного результата с уже известным для круглых трещин помогает оценить влияние отклонения формы трещин от круговой на соотношение между трехмерной плотностью системы эквивалентных трещин и двумерной плотностью следов трещин, а значит, позволит точнее оценивать возможности реконструкции микроструктуры материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 25-29-00565), https://rscf.ru/project/25-29-00565/.

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО НАГРЕВА НА УПРАВЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫМИ И ПЛАСТИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ЕСТЕСТВЕННЫХ КОМПОЗИТОВ, СОЗДАННЫХ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Ni

Е.Н. Блинова[1], В.Д. Воронов[2], М.А. Либман[1], А.В. Осинцев[2], В.Н. Петровский[2], Н.А. Шурыгина[3]

[1]ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина», г.Москва, Россия
[2]НИЯУ «МИФИ», г.Москва, Россия
[3]РТУ МИРЭА, г.Москва, Россия
blinova_en@rambler.ru

Естественные композиты (градиентные материалы) - группа металлических материалов, в которых в результате применения деформации и локального нагрева формируется гетерогенная структура, состоящая из матрицы и распределенных в ней по определенному закону макроскопических областей различной формы и размеров, причем фазовый состав матрицы и включений существенно различен. Такие гетерогенные структуры могут быть созданы на основе металлических сплавов, в которых реализуются прямое и обратное фазовые превращения с широким температурным гистерезисом. К таким сплавам относятся сплавы системы Fe-Cr-Ni аустенитно-мартенситного класса, в которых реализуются прямое (γ→α), протекающее при пластической деформации и формирующее мартенситную матрицу, и обратное (α→γ), вызванное локальным лазерным нагревом, приводящем к образованию макроскопических областей аустенита, распределенных в матрице по определенному закону. Объектом исследования в настоящей работе был сплав Fe-18Cr-10Ni следующего состава: C <0.02; 18.3Cr; 9.65Ni; 0.3Si; 0.03Mn. В качестве источника локального нагрева было выбрано излучение непрерывным лазером мощностью 2 кВт, что позволило создавать области аустенита различных форм и размеров. Предварительно была построена модель лазерного нагрева с использованием метода конечных элементов и подобраны режимы равномерного прогрева по всей толщине образцов (0.6 мм). Для реализации γ→α-превращения использовалась холодная пластическая деформация (ХПД) с величиной обжатия 70-75%. Для реализации обратного превращения применялся локальный нагрев до различных температур в интервале устойчивости аустенита 550-850°C. Для контроля результатов термической обработки измеряли микротвердость образующихся областей и проводили исследования микроструктуры. Проведенные электронно-микроскопические исследования показали, что повышение $\sigma_т$ аустенита до 0,6 - 0,8 ГПа, полученного при лазерном нагреве до 550-600^{0}C связано со значительным измельчением зерна аустенита и избыточной концентрацией дефектов (высокая плотность дислокаций, большое количество дефектов упаковки и двойников), возникающих вследствие больших термических напряжений при сверхбыстром нагреве и охлаждении и (или) наследуемых от исходной деформированной α-фазы. В результате механических испытаний была установлена форма аустенитных областей, обеспечивающая оптимальное соотношение между прочностными и пластическими характеристиками исследованного композита.

Авторы посвящают данную работу памяти Александра Марковича Глезера.

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТРУРУ И КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ

Р.А.Богословский[1], Н.О.Ливанова[2], Е.Ю. Нарусова[1], Г.А.Филиппов[2]
[1]РУТ (МИИТ), г. Москва, Россия
[2]ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
r.bogoslovskij@yandex.ru

Рост осевых нагрузок и интенсификация движения тяжеловесных поездов приводят к увеличению контактных напряжений в системе «колесо–рельс» и ускоренному развитию дефектов на поверхности катания железнодорожных колес. Наиболее опасными эксплуатационными повреждениями являются сколы, выщербины и трещины контактной усталости, возникающие в условиях циклического нагружения и трения с проскальзыванием. Повышение твердости обода традиционными методами сопровождается снижением ударной вязкости, что ограничивает ресурс колесных пар и повышает риск отказов. Перспективным направлением повышения эксплуатационной надежности колес является оптимизация химического состава и микроструктуры за счет рационального раскисления и микролегирования. Для микролегирования применяют химически активные элементы: щелочноземельные, редкоземельные металлы и др. Наибольшее распространение получили: Al, Ca, Mg, B, Ba, N, Ti, Nb, V, Ce, La, Y и смеси – мишметалл и ферроцерий.

Как показали исследования, введение алюминия в количестве 0,025 мас.% приводит к формированию дисперсных частиц нитрида алюминия размером 50–200 нм, равномерно распределённых в перлитной и перлитно-бейнитной матрице. Образование частиц AlN эффективно ингибирует рост исходного аустенитного зерна при термообработке, имитирующей состояния обода и диска колеса, и способствует формированию более однородной мелкозернистой структуры. Микролегирование алюминием обеспечивает повышение предела текучести колесной стали марки «Т» за счет измельчения структуры без снижения прочности при растяжении, пластичности и эксплуатационной твердости. Твердость обода опытной стали достигает 332 НВ. Наиболее значимый эффект микролегирования алюминием проявляется в росте сопротивления разрушению - ударная вязкость KCU в ободе и диске увеличивается на 35–50% по сравнению со стандартной сталью марки «Т» (без добавления Al). Существенное увеличение работы зарождения трещины и суммарной энергии разрушения свидетельствует о повышении энергетического барьера инициирования трещин и замедлении их распространения, что важно для условий контактно-усталостного нагружения.

Полученные результаты позволяют рассматривать добавление микродобавок алюминия как эффективный и технологически реализуемый способ повышения ресурса железнодорожных колес, при условии строгого контроля процессов выплавки и разливки стали, обеспечивающих низкое содержание неметаллических включений в структуре стали.

ВЛИЯНИЕ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЙ-ЛЕГИРОВАННОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ MAX-ФАЗЫ Ti3SiC2, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВОБОДНОГО СВС-СЖАТИЯ

А.С. Константинов, А.Е. Куликова, А.П. Чижиков, А.Д. Бажина, О.Д. Боярченко
ФГБУН «Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения имени А. Г. Мержанова Российской академии наук», г. Черноголовка Московской обл., Россия
boyarchenko@ism.ac.ru

Ti_3SiC_2 является одной из самых изученных MAX-фаз, а материалы на её основе нашли широкое применение в промышленности, благодаря уникальным физико-механическим свойствам. Для улучшения механических показателей при повышенных температурах проводятся исследования материалов на основе Ti_3SiC_2 с различными наполнителями (Zr, Al_2O_3, $MoSi_2$, углеродные волокна и др.).

В работе использован метод свободного СВС-сжатия с последующим вауумным отжигом при 1300 °C для синтеза многофазного композита в системе Ti-Si-C-Zr. Целевыми компонентами материала являются MAX-фаза Ti_3SiC_2, и упрочняющие карбидные фазы (TiC, ZrC, SiC). Согласно данным РФА получен композит на основе нестехиометрического TiC_x, дисилицида $(Ti,Zr)Si_2$, обогащенной цирконием фазы $(Ti,Zr)_5Si_3$. Обнаружены области, близкие по составу MAX-фазе Ti_3SiC_2. После проведения вакуумного отжига при 1300°C в течение 3 часов наблюдается существенная эволюция микроструктуры и фазового состава материала. В результате направленной диффузии Zr преимущественно сконцентрировался в фазах состава, близкого к стехиометрии MAX-фазы $(Ti,Zr)_3SiC_2$. Значительный рост интенсивности рефлексов MAX-фазы $(Ti,Zr)_3SiC_2$ на рентгенограммах при одновременном снижении интенсивности рефлексов, соответствующих карбидным и силицидным фазам, свидетельствует о протекании в процессе отжига твердофазных реакций с участием TiC_x, силицидов и кремния, приводящих к увеличению доли термодинамически более стабильной MAX-фазы. Морфология излома образца, полученного методом СВС-сжатия, демонстрирует смешанный механизм разрушения. Наблюдаются обширные зоны межзеренного хрупкого разрушения, а также пластинчатые фрагменты, соответствующие квазихрупкому сколу по силицидным фазам $(Ti,Zr)_5Si_3$ и $(Ti,Zr)Si_2$. После вакуумного отжига в морфологии излома отмечается увеличение доли сглаженных ступеней и появление признаков микропластической деформации, что свидетельствует о переходе к внутризеренному механизму разрушения. Наблюдается снижение средних значений микротвёрдости с 13 до 10 ГПа и модуля упругости с 335 до 270 ГПа. Коэффициент восстановления увеличивается с 38 % до 44 %, что свидетельствует о росте доли упругой деформации в общем объёме деформирования.

Таким образом, вакуумный отжиг является критически важной стадией обработки для увеличения массовой доли легированной цирконием MAX-фазы $(Ti,Zr)_3SiC_2$ и улучшения механических свойств синтезированного композита.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00648, https://ias.rscf.ru/user/doc/a.w.p.2025.104.main/10794871.

ОБ ОЦЕНКЕ ЭФФЕКТИВНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ, ОСЛАБЛЕННЫХ СИСТЕМОЙ ПОЧТИ ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ТРЕЩИН

В.В. Вяльцева
Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, РФ
st076798@student.spbu.ru

Для оценки влияния трещин на эффективные упругие и проводящие свойства используется параметр плотности трещин. Аналогично в матричных композитах выражается и эффект тонких плоских включений (являющихся жесткими в контексте упругих свойств или изоляторами в контексте тепло- или электропроводности). В анизотропном случае плотность трещин является тензорной величиной. Экспериментальная оценка данного параметра сопряжена с рядом сложностей, поскольку не может быть выражена через долю свободного объёма, поддающуюся измерениям. Ранее В.В. Вяльцевой, Ю.Г. Прониной и М.Л. Качановым были получены соотношения для оценки трёхмерной плотности трещин в объёме материала по их следам на поверхностях сечений в случае, если материал ослаблен системой параллельных трещин. Однако в реальности трещины или включения редко строго параллельны друг другу. Поэтому необходимо понимать, как сильно отклонение трещин от предпочтительной ориентации влияет на эффективные свойства материалов и как учитывать это отклонение при определении плотности трещин по их следам на поверхности.

В данной работе проанализировано влияние статистического разброса ориентации трещин на компоненты тензора плотности трещин и на эффективные свойства. Проведены численные эксперименты, иллюстрирующие полученные результаты. Определены формулы связи трёхмерной плотности трещин и двумерной плотности их следов на сечениях, учитывающие отклонение трещин от предпочтительной ориентации.

Результаты работы могут позволить проводить более информативный и менее трудоёмкий мониторинг эффективных упругих свойств материалов в процессе роста повреждаемости с помощью обработки изображений их сечений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 25-29-00565), https://rscf.ru/project/25-29-00565/.

ВЕРИФИКАЦИЯ КОНЕНО-ЭЛЕМЕНТНОЙ МОДЕЛИ ПЛАСТИНЫ ИЗ УГЛЕПЛАСТИКА НА ОСНОВЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

Н.С. Викторов
ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт химии и механики»,
г. Москва, Россия
79107644159@ya.ru

Среди конструкционных материалов, используемых в настоящее время при производстве различной техники, большое распространение приобрели полимерные композиционные материалы (ПКМ), которые обладают рядом преимуществ по сравнению с традиционными металлическими материалами. Среди таких преимуществ следует выделить высокую износостойкость, сопротивление усталости, высокую удельную прочность и жесткость, стойкость к химическим агрессивным средам.

Уровень надежности техники, созданной на основе новых материалов и новых технологий, должен быть не ниже уровня надежности существующей техники, изготовленной из традиционных конструкционных материалов и по традиционным технологиям. Следует отметить, что целью разработки новых ПКМ является объединение различных компонентов для создания материалов с новыми заданными характеристиками, отличными от характеристик исходных компонентов.

В данной работе проводится верификация конечно-элементных моделей пластин из углепластика при действии растягивающей нагрузки. Форма пластины прямоугольная со сторонами a и b. Толщина пластины – h.

В качестве материала пластины рассматривается препрег отечественного производителя на основе углеволокнистого армирующего материала. В качестве нагрузки рассматривается растяжение пластины со скоростью нагружения V_p=3 мм/мин.

Численное исследование проводилось методом конечных элементов (МКЭ). Каждый слой пластины моделировался отдельным набором конечных элементов (КЭ). Все используемые при численном моделировании физико-механические характеристики материалов соответствуют режиму испытаний RTD (Room Temperature Dry) – испытания, проведенные при комнатной температуре +23°C и влажности в состоянии поставки. Данные характеристики получены от производителя ПКМ.

В результате исследования определялась критическая сила разрушения пластины, а также общий вид разрушения пластины.

Экспериментальное исследование проводилось в соответствии с ГОСТ Р 56785-2015. Скорость нагружения образцов равна скорости нагружения в численном исследовании. Общее количество испытанных образцов - 12 шт.

Из результатов расчетно-экспериментального исследования следует, что расхождение критической силы разрушения пластины составляет ~6,8%. Данное расхождение обусловлено идеализацией граничных условий в расчетном исследовании, а также разбросом реальных свойств материалов.

Проведенное расчетно-экспериментальное исследование подтвердило эффективность использования МКЭ для анализа частей конструкций из композиционных материалов.

ВЫСОКОПРОИЗВОДИТЕЛЬНОЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ ИЗ ТЕПЛОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ФОРСИРОВАННЫХ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ

А.А. Воропаев, К.С. Насоновский, М.В. Климова, А.О. Силкин, Р.С. Корсмик
Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический университет,
г. Санкт-Петербург, Россия
t-voropaev94@mail.ru

Электродуговое выращивание — это технология аддитивного производства, базирующаяся на физических и технологических принципах послойной дуговой наплавки плавящимся электродом в среде защитных газов. Основным преимуществом данного метода является высокая производительность процесса, которая при использовании современных коммерчески доступных сварочных инверторов теоритически может достигать 6-8 кг/ч. Применение высокопроизводительных режимов обработки (более 2 кг/ч) связано с рядом проблем, которые ограничивают область их применения. В настоящей работе представлено исследование структуры и свойств наплавленного материала, полученного методом электродугового выращивания из стали 08ХГСМФА в интервале производительности 1,6 – 6,3 кг/ч. Повышение производительности процесса достигалось за счёт увеличения общей мощности дугового источника (форсированные режимы обработки). В ходе экспериментов была получена наиболее оптимальная стратегия нанесения исследуемых образцов, получены технологические окна параметров для наплавки оконтривающих и заполняющих валиков. Проведен сравнительный анализ микроструктуры и механических свойств наплавленных образцов. В стали была сформирована двухфазная феррито-бейнитная микроструктура. Кроме того, наблюдался микроструктурный градиент по высоте образцов, который заключался в уменьшении количества ферритной фазы с увеличением расстояния от подложки. Различие в объемных долях и размерах бейнитных пластин обусловили разницу в механических характеристиках. Так, пределы текучести и прочности стали, выращенной с производительностью 1,6 кг/ч составили 500 МПа и 780 МПа при равномерном удлинении 15%. Увеличение производительности процесса до 6,3 кг/ч привело к снижению прочности до 335 МПа и 560 МПа, соответственно, что сопровождалось некоторым увеличением пластичности до 18%. Тем не менее, механические свойства стали 08ХГСМФА, выращенной с высокой производительностью остаются сопоставимыми с прочностью низкоуглеродистых сталей, полученных при стандартных параметрах электродугового выращивания. Выявлены основные проблемы высокопроизводительных процессов выращивания и предложены пути их решений для дальнейшего исследования.

Исследование выполнено при поддержке Российского Научного Фонда, грант №24-79-10224 (https://rscf.ru/en/project/24-79-10224/).

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti–Nb–Zr С БОРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Е.А. Воропаева, М.С. Озеров, В.С. Соколовский, М.Ю. Газизова
Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, Россия,
povolyaeva@bsuedu.ru

В работе рассмотрены металломатричные композиционные материалы на основе сплавов Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr, упрочненные боридами. Композиты были синтезированы методом вакуумно-дугового переплава с введением порошка TiB_2 в количестве 0,7 и 2,0 вес. % в исходную шихту. Для сопоставления свойств тем же способом были получены исходные неармированные сплавы.

Микроструктура литых сплавов без упрочняющей фазы характеризовалась наличием игольчатого мартенсита α-фазы в β-титановой матрице, толщина мартенситных реек находилась в субмикронном диапазоне. В композитах сохранялась двухфазная α+β структура матрицы, однако дополнительно формировались дисперсно и хаотично распределенные в объеме волокна боридной фазы (Ti,Nb)B.

Механические испытания показали, что введение боридов приводит к увеличению предела текучести обоих сплавов при одновременном снижении их пластичности. Для системы Ti13Nb13Zr предел текучести возрастал с ~600 МПа до 620 и 730 МПа при содержании TiB_2 0,7 и 2,0 вес.% соответственно, тогда как относительное удлинение уменьшалось с 21% до 3,6% и 0,5% соответственно. Аналогичная тенденция наблюдается и для композитов на основе Ti18Nb8Zr: добавление боридов повышает предел текучести с ~560 МПа в неармированном сплаве до 610 и 700 МПа в упрочненных композициях, сопровождаясь уменьшением пластичности с 15% до 6% и 0,3% соответственно.

Установлено, что армирование боридами способствовало повышению коррозионной стойкости сплавов системы Ti–Nb–Zr независимо от концентрации упрочняющей фазы. Кроме того, результаты трибологических испытаний свидетельствовали о достаточно высоком уровне износостойкости исследованных композитов, что делает их перспективными для применения в условиях повышенных механических и коррозионных нагрузок.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-19-00476-П, https://rscf.ru/project/22-19-00476/. Данная работа выполнена с использованием оборудования центра коллективного пользования «Технология и материалы» Белгородского государственного национального исследовательского университета.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ПРОИЗВОДСТВО РАБОТЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМ СПЛАВОМ $Ti_{30}Hf_{15}Zr_5Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

А.В. Сибирев[1], Г.А. Голубев[1], С.П. Беляев[1], Н.Н. Реснина[1], И.В. Поникарова[1], А.И. Базлов[1,2]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]Университет науки и технологий МИСИС, г. Москва, Россия
grisha_golubevpie@bk.ru

Целью работы было исследование функциональных свойств нового высокоэнтропийного сплава $Ti_{30}Hf_{15}Zr_5Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ с эффектом памяти формы. Слитки сплава синтезировали в вакуумной дуговой печи в атмосфере аргона. Контроль химического состава произведён методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Структура слитков исследована методом сканирующей электронной микроскопии. Слитки обладают дендритной структурой, по границам ячеек присутствуют частицы вторичных фаз типа $(Ti, Hf,Zr)_2(Ni,Cu,Co)$. Методом измерения удельного электросопротивления определили температуры начала прямого и окончания обратного мартенситных превращений ($M_н$=-82°C, $A_к$=-46°C).

Функциональные свойства сплава исследовали в режиме кручения. Из слитков вырезали образцы квадратного сечения 2×2 мм и длиной 25 мм. Эффект памяти формы (ЭПФ) исследовали при нагреве образцов, подвергнутых предварительному деформированию до различных деформации при температуре -196°C. По полученным данным определили величины остаточной деформации, ЭПФ и необратимой деформации. Установлено, что увеличение остаточной деформации до 17.7% (после деформирования до 25%) приводит к росту величины ЭПФ до 15.8%. Накопление пластической деформации наблюдали только при остаточной деформации 10% и выше. Таким образом, полностью обратимая деформация составила 10 %.

Исследование производства работы провели после предварительного деформирования до 5, 10 и 15% при температуре -196°C. Во всех экспериментах эффективная жёсткость системы “рабочее тело- упругое контр-тело” была равной 24 ГПа. Увеличение предварительной деформации приводит к увеличению величин реактивных напряжений, эффекта памяти формы и совершаемой работы. Максимальное величина реактивных напряжений в рабочем цикле достигла 580 МПа (после деформирования до 15%), при этом ЭПФ был равен 2%, а величина совершённой работы при нагреве достигла 9.4 МДж/м^3.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00169_П (https://rscf.ru/project/22-19-00169/).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДО- И ЖИДКОФАЗНОГО МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ МАГНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ, АРМИРОВАННЫХ НЕПРЕРЫВНЫМИ ВОЛОКНАМИ

А.И. Гомзин, Вл.В. Астанин, Е.В. Бобрук
ФГБОУ ВО «Уфимский университет науки и технологий», г. Уфа, Россия
andre-gomzi@yandex.ru

Композиционные материалы на основе магниевых сплавов и высокопрочных/высокомодульных волокон – перспективный класс материалов для аэрокосмической, транспортной и оборонной отраслей. Их потенциал связан с редким сочетанием низкой плотности с высокой прочностью и жесткостью. Однако ключевой технологической сложностью при их создании остается выбор и оптимизация метода консолидации, обеспечивающего полную пропитку армирующей фазы, минимальное количество дефектов и оптимальную прочность границы раздела «матрица-волокно».

Выбор метода в значительной степени диктуется природой армирующего волокна. Для относительно толстых волокон, таких как карбидкремниевые или борные, эффективными оказываются твердофазные методы, основанные на пластическом течении матрицы. Для армирования же тонкими стеклянными или углеродными волокнами, требующими особых условий, часто единственно возможным становится метод жидкофазной инфильтрации.

В данной работе проведено сравнительное исследование эффективности двух различных подходов на примере систем: магниевого сплава МА14 и борного волокна диаметром 150 мкм; магниевого сплава АМ60 и углеродного волокна диаметром 5-7 мкм. В первом случае композит получали твердофазным компактированием, во втором – жидкофазной инфильтрацией.

Твердофазное компактирование осуществлялось в условиях сверхпластичности магниевой матрицы в вакууме (10^{-4} торр) в температурном диапазоне 240–270°С. Жидкофазная инфильтрация проводилась при температуре ~650°С при том же уровне вакуума с контролируемым остыванием под нагрузкой.

Для анализа результатов использовались растровая электронная микроскопия (РЭМ), энергодисперсионная спектроскопия (ЭДС) и механические испытания на изгиб.

Оптимизированное твердофазное компактирование обеспечило монолитную структуру в системе магний-бор. В случае системы магний-углерод процесс жидкофазной инфильтрации сопровождался трудностями в виде неконтролируемого растекания расплава, однако отработка режимов позволила и в данном композите получить полную пропитку углеродных волокон.

Проведённое исследование подтвердило более высокую технологичность и управляемость твердофазного метода по сравнению с жидкофазной инфильтрацией при изготовлении металломатричных волокнистых композитов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского Научного Фонда № 24-19-00819, https://rscf.ru/project/24-19-00819/ на оборудовании Центра Коллективного Пользования «Нанотех»

ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ СОПРЯЖЕННЫХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ В ПЕРВОСКИТАХ НА ОСНОВЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПАРАМЕТРА ПОРЯДКА

Л.С. Метлов, М.М. Гордей, В.Н. Варюхин
ДонФТИ им. А.А. Галкина, г. Донецк, Россия
gordei-maksim@mail.ru

В отличие от большинства теоретических работ по сегнетоэлектрикам, в которых в качестве структурного параметра порядка используются микроскопические смещения атомов, здесь акцент делается на использовании макроскопического деформационного параметра порядка, представляющего собой компоненты тензора спонтанной деформации кристаллической решетки.

Плотность свободной энергии системы построена стандартно как сумма вкладов структурной и сегнетоэлектрической подсистем, а также члена взаимодействия между ними. Структурная часть потенциала типична для описания переходов, сопровождающихся тетрагональными искажениями. Сегнетоэлектрическая часть соответствует классической теории Ландау-Гинзбурга. Параметр взаимодействия подсистем отвечает за их взаимное влияние, которое может приводить к тому, что один из переходов становится вынужденным.

Посредством численного моделирования на основе эволюционных уравнений Ландау-Халатникова исследована кинетика релаксации параметров порядка при охлаждении из высокосимметричной фазы. Обнаружено ключевое явление: на начальной стадии релаксации вектор спонтанной поляризации ориентирован вдоль оси третьего порядка (главной диагонали кубической элементарной ячейки), а затем, при достижении структурной подсистемой определённой степени тетрагонального искажения, происходит его скачкообразный поворот на одно из направлений оси четвёртого порядка тетрагональной фазы. Этот эффект усиливается с увеличением разности критических температур собственно сегнетоэлектрического и структурного переходов.

Исследовано влияние константы взаимодействия подсистем на характер переходов. Показано, что при её малых значениях переходы разделены во времени, а сегнетоэлектрический переход является основным, вызывая слабые вынужденные искажения структуры. Увеличение константы взаимодействия приводит к усилению сопряжения переходов, размыванию структурного перехода и расширению его температурного интервала. При циклическом изменении температуры обнаружен гистерезис как для структурного, так и для сегнетоэлектрического параметра порядка. Показано, что скачок поляризации происходит только на стадии охлаждения, а при нагреве поляризация плавно уменьшается, сохраняя ориентацию вдоль оси четвёртого порядка.

Таким образом, разработанный подход, использующий деформационный параметр порядка, адекватно описывает кинетику сопряжённых переходов и качественно воспроизводит ключевые эффекты: скачкообразную переориентацию вектора поляризации и температурный гистерезис параметров порядка, наблюдаемые в сегнетоэлектриках-перовскитах.

ДИЛАТАЦИОННОЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ С ПОПЕРЕЧНЫМ СЕЧЕНИЕМ В ФОРМЕ КОЛЬЦЕВОГО СЕКТОРА В УПРУГОМ КЛИНЕ

Ж.В. Гудкина[1,2], М.Ю. Гуткин[1,3], С.А. Красницкий[1]
[1]Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
[3]Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
gudkinazhanna@mail.ru

Исследование деформаций и напряжений несоответствия, связанных с полупроводниковыми наногетероструктурами сложной архитектуры, является важной проблемой материаловедения и наномеханики. Эти деформации и напряжения определяются различиями параметров решетки и коэффициентов теплового расширения контактирующих материалов, а также их химическими неоднородностями. Снижение напряжений несоответствия за счет образования различных дефектов часто сопровождается ухудшением функциональных свойств гетероструктур и их последующим разрушением. Поэтому тщательный анализ напряжений несоответствия в гетероструктурах с учетом их реальной формы огранки имеет большое значение для создания бездефектных полупроводниковых устройств с повышенными характеристиками. С этой целью мы нашли аналитическое решение краевой задачи в классической теории упругости для клиновидного тела, содержащего включение в виде бесконечного цилиндра с поперечным сечением в форме кольцевого сектора (Ц-КС), подверженное трехмерному растяжению собственной деформации.

Для определения поля напряжений этого дефекта введем функцию напряжений Эри в виде суммы аналитического решения бигармонического уравнения в упругой задаче для клина и частного решения, которое соответствует дилатационному включению в виде Ц-КС. Интегральное преобразование Меллина используется для вывода системы уравнений для функции напряжения Эри. В результате желаемые компоненты напряжения находятся в интегральной форме с помощью обратного преобразования Лапласа-Меллина. Анализ полученного решения проводился численно с использованием графиков и карт полей напряжений.

РАЗРАБОТКА ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ НАДЕЖНОСТИ АГРЕГАТОВ ГАЗОТУРБИННЫХ УСТАНОВОК

П.О. Русинов, С.А. Тюрина, Г.Ю. Дальская, Ж.А. Гуминская, Д.Ю. Гусевская
МИРЭА-Российский технологический университет, г. Москва, Россия
ruspiter5@mail.ru

Развитие промышленных газотурбинных установок (ГТУ) связано с ростом температуры газа перед турбиной, что повышает опасность коррозионных разрушений проточной части турбины. В настоящее время, перспективными методами повышения долговечности агрегатов ГТУ, эксплуатируемых при высоких температурах в агрессивных средах, является использование композиционных поверхностно-модифицированных слоев.

Для защиты материалов агрегатов ГТУ от воздействия высокотемпературной коррозии и повышения жаропрочности и жаростойкости, нами разработаны и предлагаются следующие композитные материалы: сплав GTD111 – Alloy 1 и GTD111 – Alloy 2 или Rene N6 – Alloy 1 и Rene N6 – Alloy 2. Толщина слоев составляла 450-500 мкм. В качестве подложки для нанесения слоистых композитов использовался сплав GTD111 или Rene N6.

Размер зерна в материалах: основа сплав GTD111 – 0,8 до 0,95мкм; слой Alloy 1 – 0,12 до 0,42 нм; слой Alloy 2 – 0,1 до 0,4 мкм. Структуры в слоях из сплавов Alloy 1 и Alloy 2 разнородны, включают несколько соединений – фаз. Так, например в обоих сплавах (Alloy 1, Alloy 2), присутствуют ZrO2-Y2O3 с Al2O3. Фаза Al2O3 представляет собой точечные вкрапления по границам зерен ZrO2-Y2O3.

Лопатки ГТУ с поверхностно-модифицированными слоями и без, осматривались после эксплуатации 12500 часов и 25500 часов; базовая нагрузка при 1273К. После 25500 часов на незащищенных лопатках обнаруживались коррозионные каверны. На входных кромках лопаток (глубина каверн 360-4200 мкм), также наблюдается сильное окисление (глубина до 480 мкм), а также сильная шероховатость. На лопатках с поверхностно модифицированными слоями (Alloy 1, Alloy 2), наблюдается незначительное повреждение слоев. А коррозионного разрушения основного материала лопаток не наблюдается.

Долговечность материалов ГТУ при температуре 1273К составляет: Alloy 2 – 1750-1850 часов; Alloy 1 – 1650-1750 часов; Rene N6 – 600-650 часов. Долговечность материалов GTD111, Inconel 738LC при воздействии высокотемпературных агрессивных сред составляет 200-350 часов. Сплав Rene N6, обладает более высокими характеристиками жаропрочности по сравнению со сплавами GTD111, Inconel 738LC. То из полученных результатов следует, что долговечность сплавов GTD111, Inconel 738LC, благодаря применению защитных поверхностно-модифицированных материалов возрастает в 7-9 раз. Долговечность сплава Rene N6 поверхностно-модифицированного сплавами Alloy 1 или Alloy 2, возрастает в 3-4 раза.

ДИНАМИКА ТРЕХСЛОЙНЫХ ПАНЕЛЕЙ С ОБШИВКАМИ ИЗ КЛЕЕВЫХ ПРЕПРЕГОВ И СОТОВЫМ ЗАПОЛНИТЕЛЕМ ИЗ СТЕКЛОСОТОПЛАСТА ПРИ НАЛИЧИИ ВНУТРЕННИХ ДЕФЕКТОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ НАГРУЗОК РАЗЛИЧНОГО ХАРАКТЕРА

Д.В. Дедова[1], М.И. Мартиросов[2]

[1]ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт химии и механики», г. Москва, Россия

[2]ФБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», Москва, Россия

darina.dedova98@gmail.com

Трехслойные панели представляют собой конструкцию, состоящую из двух прочных внешних слоев (обшивок - часто выполненных из полимерных композитов), которые связаны между собой слоем сотового заполнителя, разделяющего внешние несущие слои. Заполнитель воспринимает поперечное сжатие и поперечный сдвиг, а также предохраняет достаточно тонкие несущие слои от местной и общей потери устойчивости, обеспечивая их совместную работу и высокую жесткость. Несущие слои воспринимают продольное растяжение, сжатие, изгиб и поперечный сдвиг в своей плоскости и предохраняют от внешних воздействий заполнитель.

В силу различных причин, связанных с производством, технологией изготовления, а также эксплуатацией, в трехслойных панелях могут возникать производственные отклонения и эксплуатационные повреждения, которые оказывают влияние на прочность и несущую способность конструкции в целом. Считается, что в рассматриваемых элементах конструкции между монослоями композитных обшивок могут присутствовать дефекты типа расслоения, а между обшивками и заполнителем - непроклей.

Рассматривается сотовый заполнитель из стеклосотопласта марки ССП-1 (материал на основе стеклоткани и полимерного связующего). В качестве материала обшивок используется клеевой препрег из стеклоткани КМКС-2м.120.Т10 (стеклоткань Т-10-80 и клеевая композиция). Укладка монослоев выполнена по смешанной схеме в направлениях 0°, ±45°, 90°.

В качестве внешней нагрузки рассматриваются ударные и прочие динамические нагрузки, возникающие при взаимодействии абсолютно твердых тел различной формы и размеров (инденторов) с изучаемыми панелями. Инденторы могут воздействовать на панели с различными скоростями и под разными углами.

Для исследования динамики и прочности трехслойных панелей применяется метод конечных элементов. Все необходимые расчеты проводятся в программном комплексе LS-DYNA. Для панелей вычисляются поля распределения напряжений и деформаций в монослоях обшивок в различные моменты времени. На основе полей напряжений и деформаций вычисляется распределение индексов разрушения по различным критериям разрушения для композитов, в том числе по критериям Hashin, Hoffman, Puck, LaRC04 (Langley Research Center). Считается, что разрушение наступает, когда индекс разрушения становится равным единице. Дается сравнение полученных результатов с данными для аналогичных трехслойных панелей, но без дефектов.

ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Н.П. Богданов[1], М.Ю. Демина[2]

[1]Ухтинский государственный технический университет, Ухта, Россия

[2]Высшая школа технологии и энергетики Санкт-Петербургского государственного университета промышленных технологий и дизайна, г. Санкт-Петербург, Россия

mdemina59@mail.ru

В данной работе определена зависимость продольной деформации пластины из никелида титана от положения сечения относительно заделки на этапах охлаждения и нагрева под нагрузкой. Пластину защемляли жестко по одной из коротких сторон, нагревали до температуры выше температуры $A_к$, нагружали постоянной сосредоточенной силой, приложенной к противоположному незакрепленному концу, и охлаждали под нагрузкой до температуры ниже $M_к$, затем снова нагревали. На этапе охлаждения пластина претерпевала плоский изгиб со значительным смещением незакрепленной стороны как в направлении действующей нагрузки (по вертикали), так и в горизонтальном направлении, при нагревании форма пластины восстанавливалась.

Проводили видеозапись процесса деформирования пластины с одновременной регистрацией температуры термопарой. При воспроизведении видео делали стоп-кадр и скрин стоп-кадра загружали в ПО-утилиту для Windows «Grafula», которая позволяет перевести в числовую форму данные, представленные в виде нарисованного или отсканированного графика. Для поперечных сечений пластины определяли координаты горизонтального и вертикального смещений, которые в приложении «Grafula» автоматически записывали в таблицу, а далее обрабатывали в Microsoft Excel.

Полученные экспериментальные смещения точек в вертикальном y и горизонтальном z направлениях использовали для определения уравнения упругой линии y(z), соответствующей продольной оси пластины. Численное уравнение упругой линии находили методом наименьших квадратов, аппроксимируя линию полиномом 3 степени. Кривизну пластины в конкретном сечении находили согласно уравнению

$$\Xi = \frac{1}{\rho} = \frac{y''}{\left(1+\left(y'\right)^2\right)^{3/2}},$$

По значению кривизны определяли максимальную продольную деформацию поверхности пластины при различных положениях сечения и температурах.

Примененным методом исследования термоупругих деформаций пластины из никелида титана, который сочетает видео регистрацию и цифровую обработку данных, установлены закономерности изменения формы стержня при циклическом нагружении: при охлаждении наблюдается неоднородный по температуре и положению сечения рост продольной деформации и искривление упругой линии, при нагреве — восстановление формы. Разница температур начала и конца мартенситных переходов создает гистерезисную петлю деформации – при охлаждении деформация нарастает по одной кривой, при нагреве – по другой.

Полученные результаты могут быть использованы при проектировании элементов конструкций из материалов с памятью формы, особенно в системах с циклическим термическим воздействием.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГЕНЕРАЦИИ УСИЛИЙ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ЛЕНТЕ ИЗ СПЛАВА Ti-Ni-Cu

М.Е. Евард, А.Е. Волков, А.В. Чуйков, А.С. Косторнов
Санкт-Петербургскнй государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
m.evard@spbu.ru

Исследование функциональных механизмов, обеспечивающих эффективную работу микро-механических устройств является одной из ключевых задач современной прикладной науки. Одним из наиболее перспективных направлений является разработка устройств, срабатывающих циклически, например, термомеханических приводов на основе сплавов с памятью формы (СПФ). Миниатюризация таких устройств ставит проблему размещения упругих контрэлементов, которая может быть решена использованием двухслойных аморфно-кристаллических лент. Такие ленты получают быстрой закалкой из расплава, при этом кристаллический слой является функциональным и проявляет эффект памяти формы при нагревании, а аморфный слой выступает в роли упругого контрэлемента, обеспечивающего накопление деформации при охлаждении.

Для успешной разработки и оптимизации устройств на основе СПФ необходимы адекватные модели их деформационного поведения. В данной работе предложена математическая модель для анализа генерации усилий в двухслойных аморфно-кристаллических лентах. Предполагали, что напряжения в каждом слое распределены линейно по толщине. Упруго-пластические диаграммы деформирования слоев, а также зависимость объемной доли мартенситной фазы от температуры в слое СПФ аппроксимировали кусочно-линейными функциями. Деформацию, обусловленную фазовым превращением, считали пропорциональной объемной доле мартенситной фазы. Исходная форма ленты не прямолинейна, поскольку внутренний аморфный слой имеет начальную кривизну, обусловленную процессом изготовления. При этом кристаллический слой оказывается предварительно растянутым. При нагревании функциональный слой стремится сжаться (реализуя эффект памяти формы), что, при отсутствии свободного изгиба, приводит к генерации усилий в заделке. Генерируемые при нагревании усилия рассчитывали силу, которую необходимо приложить в заделке, чтобы обеспечить нулевую кривизну. Исследованы зависимости этой силы от соотношения толщин функционального и упруго-пластического слоев, а также длины ленты.

Методы машинного обучения использованы для оптимизации геометрических параметров ленты с точки зрения генерации максимальных усилий.

Работа выполнена при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета (проект 116636233).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ КОМПОЗИЦИОННО СЛОЖНЫХ СПЛАВОВ Nb-Mo-Ta-V-Co-Fe-Ni-Ti-Al

М.А. Жилина[1,2], Е.С. Мишунина[1,2], Н.Д. Степанов[1], Н.Ю. Юрченко[1]

[1] Институт лазерных и сварочных технологий, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия

[2]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия

marishazilina01@gmail.com

Одним из способов улучшения механических свойств тугоплавких композиционно сложных сплавов является дисперсионное упрочнение. По аналогии с никелевыми суперсплавами, подбирают состав так, чтобы тугоплавкие композиционно сложные сплавы получили мягкую матрицу с когерентными интерметаллидными частицами. B2 фаза наиболее предпочтительна, так как ее структурное сходство с ОЦК-матрицей обеспечивает высокую когерентность. Однако реализация ОЦК+B2 структуры затруднена. В сплавах с подобной структурой присутствует Al, добавка которого приводит к образованию метастабильной B2 фазы, которая при температурах выше 700°C растворяется или превращается в нежелательные интерметаллиды.

Для достижения необходимой структуры могут использоваться 3d-переходные металлы, формирующие термостабильную B2 фазу (Ni, Fe, Co и др.). Данные элементы зарекомендовали себя в никелевых суперсплавах способностью образовывать упорядоченные B2-фазы с Al, что можно использовать для аналогичных процессов в тугоплавких композиционно сложных сплавах. Тем не менее детальное влияние добавок Ni, Fe, Co на фазовые равновесия, выделение интерметаллидов и механическое поведение тугоплавких композиционно сложных сплавов изучено недостаточно.

В данной работе мы исследовали влияние Ni, Fe, Co с Al или Ti на структуру и механические свойства тугоплавкого композиционно сложного сплава Nb85Mo5Ta5V5 с однофазной ОЦК структурой. Исследование выявили двухфазную структуру, состоящую из матрицы ОЦК и частиц μ-фазы, во всех сплавах. Испытания на сжатие показали, что сплавы (CoAl)10 и (NiAl)10 имеют более высокий предел текучести, чем сплав (FeTi)10 при комнатной температуре, тогда как при 1000°C наиболее прочными (около 470 МПа) были сплавы (CoTi)10 и (FeAl)10. При этом наибольшую вязкость разрушения (10,3 МПа·м0,5) продемонстрировал сплав (FeTi)10.

Эта работа была поддержана грантом Российского научного фонда № 24-79-10068 (https://rscf.ru/en/project/24-79-10068/).

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНУЛИРУЕМОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, Ш.Х. Мухтаров
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
zayn.rishat@imsp.ru

Промышленный гранулируемый жаропрочный никелевый сплав ВВ751П обычно поставляется после горячего изостатического прессования и термической обработки, и далее используется для изготовления деталей газотурбинных двигателей ответственного назначения. Микроструктура в состоянии поставки была однородная, средний размер γ зерен 30 ± 2 мкм. Крупные зернограничные выделения первичной γ' фазы были размером 1 - 2 мкм, вторичные внутризеренные выделения γ' фазы были размером 0,2 - 0,5 мкм. Объемная доля первичной γ' фазы составляла около 5,5 %. В микроструктуре присутствовали карбидные частицы размером не более 0,5 - 2 мкм, их объемная доля около 1%. Температура полного растворения γ' фазы в сплаве была определена как T_s=1165±5°C. Для повышения деформируемости сплав был подвергнут отжигу при 1155 и 1170°C (2 ч) с последующим медленным охлаждением. Деформационные эксперименты проводили в изотермических условиях в интервале температур 1100 – 1175°C и начальных скоростей деформации 5×10^{-4} – 10^{-2} c^{-1} до степени ε ≈ 75% (e ≈1,39). Отжиг сплава при температуре 1170°C привел к росту γ зерен до 50 мкм. Медленное охлаждение привело к коалесценции γ' фазы. Наличие крупных выделений γ' фазы способствовало улучшению горячей обработки сплава. Показано, что напряжения течения отожженного сплава было ниже, чем сплава в состоянии поставки, независимо от размера зерен. Снижение напряжения течения связано с возникновением динамического возврата и рекристаллизации. Установлено, что горячая деформация в диапазоне температур 1125-1150°C и скоростей деформации 5×10^{-3} – 10^{-2} c^{-1} на степень ε ≈ 75% приводит к формированию однородной мелкозернистой структуры с размером зерен 5-10 мкм. Исследование эволюции структуры показало, что в процессе горячего изотермического сжатия происходит зарождение и рост рекристаллизованных зерен по границам исходных зерен, что соответствует прерывистому механизму динамической рекристаллизации. Это характерно сплавам с низкой энергией дефекта упаковки.

Исследование механических свойств сплава после термической обработки в различных структурных состояниях показало повышение предела прочности при комнатной температуре и 650ºC, повышение предела текучести и относительного удлинения при температурах в диапазоне 20-750ºC для сплава, подвергнутого деформации, по сравнению с недеформированными состояниями. Испытания на ползучесть, проведенные при 650°C/1078 МПа и 750°C/620 МПа, показали, что образцы, подвергнутые деформации, продемонстрировали большую длительную прочность по сравнению с недеформированными состояниями.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №25-29-00806, https://rscf.ru/project/25-29-00806/.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ СПЛАВЕ $Ti_{40}Hf_{2,5}Zr_{7,5}Ni_{40}Co_5Cu_5$

А.М. Иванов[1], С.П. Беляев[1], Н.Н. Реснина[1], А.И. Базлов[1,2]
[1]Санкт-Петербургский Государственный Университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]НИТУ МИСиС, г. Москва, Россия
a.ivanov@spbu.ru

Цель работы: исследование эффекта памяти формы (ЭПФ) в среднеэнтропийном сплаве $Ti_{40}Hf_{2,5}Zr_{7,5}Ni_{40}Co_5Cu_5$. Слитки сплава получены методом электроннолучевой плавки. Из слитков вырезали плоские образцы, размеры рабочей части: 1, 0,8 и 7 мм. Для исследования ЭПФ образцы деформировали до различной деформации при температуре -100 °С, разгружали и нагревали через температурный интервал обратного мартенситного превращения. По кривым ε(Т) определяли остаточную деформацию, величину ЭПФ, необратимую деформацию и температуры начала ($А_н$) и конца ($А_к$) обратного превращения.

Обнаружено, что с увеличением остаточной деформации, величина ЭПФ возрастает. Если остаточная деформация меньше 6,8 %, вся деформация полностью восстанавливается при последующем нагреве за счет обратного превращения. При увеличении остаточной деформации свыше 6,8 %, восстановление деформации при нагревании неполное и наблюдается необратимая деформация. Так, при росте остаточной деформации от 8,3 % до 9,9 % необратимая деформация увеличивается от 0,2 % до 1,0 %, что приводит к снижению коэффициента возврата с 98 % до 90 %. Величина ЭПФ при этом возрастает с 8,1 % до 8,9 %. Дальнейшее увеличение заданной деформации выше 12 % приводит к разрушению образца при напряжении 680 МПа. Анализ зависимости температур обратного мартенситного превращения от остаточной деформации показал, что температура начала прямого превращения линейно растет с увеличением остаточной деформации. Этот рост может быть связан с эффектом стабилизации мартенсита. В то же время, температура конца обратного превращения слабо зависит от остаточной деформации. С ростом остаточной деформации, температурный интервал обратного перехода уменьшается с 96 до 67 °С.

Таким образом, новый среднеэнтропийный сплав $Ti_{40}Hf_{2,5}Zr_{7,5}Ni_{40}Co_5Cu_5$ демонстрирует максимальную величину ЭПФ 8,9 %. При этом максимальная полностью обратимая деформация составляет 6,8 %. Таким образом, по величине ЭПФ данный сплав сопоставим с бинарным никелидом титана. По сравнению с другими средне и высокоэнтропийными сплавами Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, новый сплав демонстрирует лучшие функциональные свойства. Так, высокоэнтропийный сплав $(TiZrHf)_{50}Ni_{25}Co_{10}Cu_{15}$ проявляет восстанавливаемую деформацию порядка 4–6 %, а среднеэнтропийные сплавы $Ti_{41}Hf_5Zr_5Ni_{39}Co_5Cu_5$ и $Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}Co_5Cu_5$ демонстрируют обратимую деформацию 5 и 6 %. Следовательно, сплав $Ti_{40}Hf_{2,5}Zr_{7,5}Ni_{40}Co_5Cu_5$ превосходит большинство известных среднеэнтропийных аналогов по величине восстанавливаемой деформации и не уступает классическому бинарному TiNi, сохраняя при этом преимущества многокомпонентных систем.

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

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ СВАРКА ЖАРОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

А.А. Калиненко, И.С. Никитин, Р.В. Мишнев, С.С. Малофеев, С.Ю. Миронов
Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), г. Белгород, Россия
kalinenko@bsuedu.ru

Данная работа была проведена с целью разработки эффективного подхода к фрикционной перемешивающей сварки (ФПС) высокохромистой мартенситной стали. При низком тепловложении сварка осуществляется в двухфазной (феррит-аустенит) области. В этом случае в сварном шве образуется мелкозернистая феррито-мартенситная микроструктура. Более того, наложение процессов очень больших пластических деформаций с фазовыми превращениями во время ФПС этих сталей делает микроструктурные исследования в этой области интересными также с фундаментальной точки зрения. Поэтому настоящее исследование направлено на изучение этого явления. С этой целью для характеристики микроструктуры, образующейся во время ФПС жаропрочной 10%Cr стали, были использованы дифракция обратно-рассеянных электронов и просвечивающая электронная микроскопия. Из экспериментальных результатов было установлено, что пиковая температура ФПС незначительно превышает точку A_1. Таким образом, микроструктурная эволюция в основном определялась непрерывной динамической рекристаллизацией в ферритной фазе во время ФПС и частичной аустенитно-мартенситной трансформацией в процессе цикла охлаждения сварного шва. Оба этих процесса привели к резкому измельчению микроструктуры и высокой плотности дислокаций в зоне перемешивания. Соответственно, в зоне сварного шва наблюдалось значительное упрочнение материала, что обеспечило 100% равнопрочность сварного соединения.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-00138, https://rscf.ru/project/24-79-00138/», с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВОЛОЧЕНИЯ НА МИКРОСТРУКУТРУ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПРУТКОВ ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Y-Mn

А.А. Камерилова, С.В. Плегунова, Н.А. Ершов, В.Е. Баженов, А.А. Комиссаров
Университет науки и технологий МИСИС, г. Москва, Россия
kamerilova.aa@misis.ru

Перспективным направлением в современной медицине является применение биорезорбируемых сплавов в конструкции имплантатов. Биорезорбируемые имплантаты способны заменить собой постоянные титановые и стальные конструкции, требующие для удаления повторной хирургической операции. В отличие от биорезорбируемых полимерных материалов, магниевые сплавы сочетают способность к биорезорбции и при этом обеспечивают существенно более высокий уровень механических характеристик, что делает их идеальным материалом для производства временных фиксирующих устройств. Целью данного исследования было изучение влияния режимов волочения на микроструктуру и комплекс свойств (механических и коррозионных) биорезорбируемого сплава системы Mg-Zn-Y-Mn с номинальным составом Mg-1,6Zn-3,4Y-0,8Mn (мас. %).

Выплавку проводили в защитной среде Ar+2% SF_6 при температуре 740 °С. Далее была проведена термическая обработка (отжиг при 520 °С, закалка в воду). Для получения прутков слитки были подвергнуты горячей экструзии со степенью обжатия 69 при температуре 450 °С и после волочению до диаметров 5,2 мм, 4,2 мм, 3,3 мм.

При исследовании микроструктуры с помощью сканирующего электронного микроскопа, было обнаружено, что, с ростом степени деформации, интерметаллиды и нерастворенные частицы распределяются более равномерно, а структура становится более мелкодисперсной.

Были проведены испытания на растяжение с помощью разрывной машины INSTRON 5985 (скорость растяжения 0,002 $с^{-1}$). Было выявлено, что с уменьшением диаметра прутка прочностные характеристики увеличиваются: предел прочности с 328±4 МПа до 398±1 МПа, предел текучести с 266±5 МПа до 356±17 МПа. Относительное удлинение уменьшилось с 12±2% до 5±3%. Все образцы соответствуют требованиям по прочности (σ_T>200, σ_B>250 МПа), однако пруток 3.3 мм не удовлетворяет требованию по пластичности (δ>10%).

Коррозионные испытания проводились в течение 8 суток в растворе Хенкса при температуре 36,6-37,0°С. Скорость коррозии прутков диаметром 5,2 мм и 4,2 мм составила 0,17±0,03 мм/год и 0,15±0,05 мм/год соответственно (требования к скорости коррозии <0,5 мм/год), а скорость коррозии прутка диаметром 3,3 мм оказалась равна 0,61±0,10 мм/год, что выше требуемого.

Прутки диаметром 5,2 мм и 4,2 мм обладают необходимыми механическими и коррозионными свойствами для медицинских изделий и рекомендуются для дальнейшего исследования на цитотоксичность.

Работа выполнена в рамках реализации Стратегического проекта «Биомедицинская инженерия и биоматериалы» НИТУ МИСИС (программа «Приоритет 2030»).

ПРИМЕНЕНИЕ «КУСОЧНОЙ» МОДЕЛИ ДЛЯ АНАЛИЗА УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ Ni-Cr ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

К.Ю. Карамышев, Л.М. Воронова, Т.И. Чащухина, М.В. Дегтярев
Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
karamyshev.imp@mail.ru

Наиболее эффективным способом формирования наноструктурированных материалов, имеющих высокие прочностные и особые функциональные свойства, является сдвиг под давлением (СПД). Эволюцию структуры при СПД определяют механизмы упрочнения, смена действия которых позволяет установить стадийный характер деформации и спрогнозировать термическую стабильность наноструктурированных материалов. Данная работа проведена с целью выявления стадий деформационного упрочнения и типа структуры, формирующейся на каждой стадии при сдвиге под давлением в однофазных сплавах никель-хром с содержанием хрома 2, 5 и 12,5 ат.%. Анализ экспериментальных данных изменения твердости с ростом истинной деформации при СПД и с увеличением содержания легирующего элемента (хрома) проводили с применением «кусочной» модели, которая учитывает действующий на конкретной стадии механизм деформации. Переход от одной стадии деформации к другой связывают с изменением преобладающего типа структуры и сменой механизма деформации.

Согласно результатам просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, во всех изученных в настоящей работе сплавах никель-хром, как и в чистом никеле, деформация приводит к изменению типа структуры от ячеистой к СМК через стадию смешанной структуры. В работе анализировали кривую упрочнения в координатах «твердость – истинная деформация». Применение твердости вместо напряжения течения для оценки механических свойств характерно для исследований нано- и субмикрокристаллических материалов. Использованная в настоящей работе «кусочная» модель предполагает, что показатель упрочнения определяется действующим механизмом деформации (дислокационным или ротационным), но есть еще интервал деформации, когда действуют оба эти механизма. В последнем случае, зависимость твердости от истинной деформации является результатом линейного суммирования функций, установленных для каждого механизма, с учетом «веса» каждой функции в конкретной точке (по правилу смесей).

Показано, что «кусочная» модель корректно описывает структурные изменения при СПД. Затруднение скольжения в результате легирования вызывает локализацию деформации и снижает значение показателя упрочнения (параметра, описывающего степень нелинейности системы) на стадии действия дислокационного механизма деформации. В условиях действия ротационного механизма деформации легирование, напротив, повышает значение показателя деформационного упрочнения.

Благодарности: Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН. Авторы благодарят Таланцева Е.Ф. за разработку кусочной модели и Пилюгина В. П. за проведение деформации.

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России для ИФМ УрО РАН (тема «Давление», № 122021000032-5).

ФИЛЬТРАЦИЯ ПОМЕХ В АЭ-СИСТЕМЕ КАЭМС ПРИ ИСПЫТАНИИ МОНТАЖНЫХ СВАРНЫХ ШВОВ СУДОВЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ

С.А. Карлов, А.В. Яковлев
ФГУП «Крыловский государственный научный центр», г. Санкт-Петербург, Россия
aepro1988@gmail.com

Акустико-эмиссионный (АЭ) контроль на судостроительных предприятиях сопровождается высоким уровнем производственных помех, параметры которых часто схожи с сигналами от развивающихся дефектов. Это требует применения алгоритмов анализа, способных обрабатывать данные в режиме реального времени. Во ФГУП «Крыловский государственный научный центр» оптимизируется методика диагностики монтажных сварных соединений систем воздуха высокого давления. Ключевым элементом методики является интеграция в систему КАЭМС многоуровневой структуры фильтрации:

1. Аппаратная фильтрация (Платы АЭ/АЦП). В каждом измерительном канале сигналы подвергаются цифровой обработке с вычислением характеристик в режиме реального времени, что снижает нагрузку на канал передачи данных. Фильтры работают по логическому правилу «ИЛИ», отсекая импульсы при несоответствии хотя бы одного параметра. Данный этап позволяет отсеивать основные типы шумов при плотности потока до 15 000 импульсов в секунду.

2. Фильтрация в модуле сбора данных. Фильтры взаимодействуют по правилу «И», исключая сигналы с низкой амплитудой и недостаточным значением параметра формы. Это обеспечивает подавление акустических помех, прошедших аппаратные фильтры. При этом для высокоинтенсивных источников (например, протечек) фильтр не срабатывает, что позволяет оперативно выявлять критические события.

3. Интеллектуальная фильтрация в модуле анализа. Для тонкой очистки данных применяются методы нечеткой логики и машинного обучения (ML).

Во-первых, используется параметр «обобщенная степень опасности» — характеристика соответствия сигнала акту микроразрушения.

Во-вторых, для подавления электромагнитных помех внедрены алгоритмы ML. Для импульсов с волновой формой применяется глубокое обучение на базе свёрточной нейронной сети RexNet (x1.0) с модифицированной архитектурой (PyTorch, библиотека LibTorch). Для параметрических данных используется алгоритм градиентного бустинга CatBoost, эффективный при работе с табличными данными.

Заключение. Предложенный комбинированный подход обеспечивает эффективность фильтрации электромагнитных помех на уровне 99,8 % при сохранении быстродействия системы. В настоящее время оптимизированная методика проходит успешную апробацию в производственных условиях при выполнении АЭ-контроля на АО «ЦС «Звёздочка».

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ОТЖИГА ПРИ 700 °С

А.В. Ким[1,2], Н.А. Полехина[1], С.А. Аккузин[1], И.Ю. Литовченко[1,2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В. Е. Панина СО РАН, г. Томск, Россия

[2]Томский государственный университет, Томск, Россия

kim.a.v@ispms.ru

В процессе термических и термомеханических обработок (ТМО) высокоазотистых аустенитных сталей в диапазоне температур 700 – 900 °С возможно выделение грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$ и нитридов Cr_2N. Формирование значительной доли таких частиц приводит к снижению пластичности, ударной вязкости, а также к ухудшению коррозионной стойкости сталей вследствие обеднения границ зерен хромом. Это ограничивает применение высокотемпературных отжигов и ТМО для модификации микроструктуры и механических свойств сталей, определяя необходимость разработки новых подходов для минимизации негативных последствий выделения дисперсных частиц. Известно, что легирование высокоазотистых сталей тугоплавкими элементами способно существенно изменить кинетику и механизмы выделения нитридных фаз, в частности изменяя механизм распада пересыщенного твердого раствора от прерывистого к непрерывному. Кроме того, мелкодисперсные выделения нитридных фаз могут повышать эффективность дисперсионного упрочнения материала.

В настоящей работе исследована стабильная высокоазотистая аустенитная сталь ВНС-53-Ш-М (07Х20Г11АН6) в холоднодеформированном состоянии и после отжигов. Исходное состояние получено закалкой от T = 1100 °С с выдержкой 1 час и последующей холодной деформацией прокаткой на ≈ 20% при комнатной температуре. После холодной деформации образцы подвергали отжигам при T = 700 °С в течение 1 и 100 часов. Особенности микроструктуры стали исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Показано, что холодная пластическая деформация приводит к формированию микроструктуры с высокой плотностью двойников нескольких кристаллографических систем. Обнаружены дефекты упаковки и дисперсные частицы карбонитридов типа MX (где M – Cr, Nb, V и Mo, X – N, C).

Методами ПЭМ установлено, что после 1 ч отжига при 700 °С локально обнаружены выделения различной морфологии (в т.ч. пластинчатые) карбидов $M_{23}C_6$ и нитридов Cr_2N по границам микродвойников. После отжига продолжительностью 100 ч наблюдается значительное увеличение плотности частиц нитридов Cr_2N, выделившихся по механизму прерывистого распада. При этом плотность микродвойников существенно снижается по сравнению с холоднодеформированным состоянием. Вблизи областей прерывистого распада обнаружены локальные участки с рекристаллизованной структурой аустенита.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0005.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ РАЗВИТИЯ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ

А.Ю. Киселев[1], Г.А. Волков[2], Ю.Н. Вьюненко[3]
[1]АО «Атомэнергопроект», г. Санкт-Петербург, Россия
[2]Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
[3]ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», г. Санкт-Петербург, Россия
aleyukiselev@gmail.com

Проведено наблюдение за изменением геометрических параметров кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ) при теплосменах с переводом материала данных изделий из мартенситного состояния в аустенитное и обратно. Силовые элементы представляют собой овальные бухты из четырех витков проволоки диаметром 2,5 мм с цепным замыканием. Проволока была изготовлена из сплава TiNi 55,16 вес %. Масса образцов оказалась равной ~28,5 г. Характеристическими геометрическими параметрами КСПЭ были выбраны большой и малый диаметры овалов. В исходном мартенситном состоянии при комнатной температуре большой диаметр был равен ~69 мм, а малый ~51 мм.

Для развития деформационных процессов в условиях реализации явления обратимой памяти формы (ОПФ) образцы прошли специальную термомеханическую обработку. Было проведено термоциклирование силовых элементов в интервале температур от 265 К – 270 К до 400 К – 405 К. Это обеспечило перевод материала образцов из низкотемпературного состояния в высокотемпературное и обратно полностью. Нагрев «металлических мышц» проводили в свободном состоянии. При максимальной температуре в специальном динамометре ЛИНД осуществляли нагружение образцов силой ~400 Н и охлаждали их под нагрузкой до ~270 К, переводя материал изделий из аустенитного состояния в мартенсит. Приложенные усилия действовали по линии большего диаметра. В интервале температур от 305 К до 275 К отмечали деформационные процессы, обусловленные состоянием пластичности превращения материала КСПЭ. В результате многократного проведения данной технологической операции изменение большого диаметра в условиях развития ОПФ на одном образце было доведено до ~10 %, а на втором до ~8 % от его максимальной величины в мартенситном состоянии.

При наблюдении за малыми диаметрами КСПЭ было зафиксировано изменение характеристических параметров на 12,5 мм у первого образца и на ~10,5 мм у второго. Это составило ~25 % и 20 % от максимальных значений малых диаметров в высокотемпературном состоянии материала КСПЭ.

Таким образом изменение геометрических параметров малого диаметра КСПЭ превосходит аналогичные характеристики большого диаметра в абсолютном и относительных величинах. Это может дать дополнительные возможности в решении технических задач.

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРИМЕНЕНИЯ МНОГООСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В.С. Комаров[1,2], Р.Д. Карелин [1,2], В.В. Черкасов[2], И.Ю. Хмелевская[2], В.С. Юсупов [1], В.А. Андреев[1], С.Д. Прокошкин[2]

[1] Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, г. Москва, Россия
[2] Университет науки и технологий МИСИС, г. Москва, Россия
vickomarov@gmail.com

В настоящее время сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана являются одними из наиболее используемых функциональных материалов. С каждым годом к их функциональным характеристикам предъявляются всё более жёсткие требования. Формирование ультрамелкозернистой структуры (УМЗ) в данных сплавах может способствовать кратному увеличению значений обратимой деформации. Однако, в связи с множеством технологических ограничений, формирование УМЗ структуры в СПФ Ti-Ni является сложной задачей. Применение методов интенсивной пластической деформации (ИПД) показало свою эффективность с точки зрения формирования УМЗ структуры в лабораторных образцах, но вопрос масштабирования данных схем деформации остаётся актуальным. В данной работе в качестве схемы ИПД было применено ABC-прессование с многократной сменой оси деформации. Деформация проводилась в интервале температур протекания процессов динамической полигонизации: 300, 400 и 500 °C. Степень истинной деформации при каждом сжатии составляла e = 0,7.

Один акт деформации при 300 °C приводит формированию множества полос деформации шириной от нескольких сотен нанометров до единиц микрометров во всём объёме образца. Повышение степени накопленной деформации до e = 2.1 в результате трёх актов ABC-прессования способствуют значительному изменению наблюдаемой картины и заметному измельчению элементов структуры. Средний размер структурных элементов составляет 190 нм, что позволяет охарактеризовать данную структуру, как УМЗ. Структурные элементы в большинстве своём достаточно равноосные, что может быть объяснено многократной сменой оси деформации. Увеличение температуры деформации способствует росту среднего размера элементов структуры до 210 и 265 нм. Рост структурных элементов после ABC-прессования при 400 °C частично сдерживается наноразмерными выведениями фазы Ti_3Ni_4, количество которой возрастает по сравнению с деформацией при 300 °C. Размер частиц фазы Ti_3Ni_4 достаточно мал и составляет менее 10 нм, что может быть связано с фрагментацией в результате интенсивной пластической деформации.

Таким образом, в результате ABC-прессования заэквиатомного по никелю никелида титана была сформирована УМЗ структура со средним размером структурных элементов 190-265 нм при накоплении степени истинной деформации e = 2.1. Для формирования УМЗ структуры можно рекомендовать проводить деформацию при температуре ниже 500 °C с осуществлением неоднократной смены оси деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках проекта № 24-79-10332, https://rscf.ru/project/24-79-10332/.

КОМБИНИРОВАННЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАСТИЧНОСТИ

Г.В. Коновалов, А.К. Диваков, Н.А. Казаринов, Ю.И. Мещеряков
Институт проблем машиноведения РАН, 199178. г. Санкт-Петербург, Россия.
goldenten@yandex.ru

Предложен метод испытания материалов в диапазоне скоростей деформации 10^3 -10^5 c^{-1}, основанный на ударном сжатии стержней с непрерывной регистрацией временного профиля массовой скорости. Комбинированный метод включает как элементы метода Тэйлора, так и элементы плоского соударения в условиях одноосной деформации. Данная методика является комбинацией двух методик: (а) плоского соударения в условиях одноосной деформации и (б) соударерения с жесткой преградой по методу Тэйлора. Если продольная скорость звука на свободной поверхности укороченного образца практически не отличается от таковой на нагружаемой поверхности, можно использовать это значение для построения динамической диаграммы «напряжение-деформация». Отличие от метода Тэйлора заключается в контролируемости длительности импульса нагрузки, так как последняя определяется временем двойного прохода волны через ударник (в методе Тэйлора длительность импульса нагрузки является неконтролируемой величиной). В свою очередь, знание длительности импульса нагрузки позволяет рассчитать скорость деформации при известной величине деформации, что не представляется возможным в методе Тейлора. Для более детального обоснования применимости комбинированного метода испытаний к проблеме построения динамической диаграммы, проведено численное решение задачи о распространении ударной волны от нагружаемой к свободной поверхности. Для решения этой задачи был использован метод конечных элементов (МКЭ). В задачу исследования входило выяснения степени затухания ударной волны при распространении в укороченном стержне. Постановка задачи включает симметричное ударное нагружение образца искомых размеров (диаметром 15 мм и длиной 30 мм) со скоростью 100 м/с. Испытание предложенным методом позволило:

1) определить динамический предел текучести материала для стали АС25 и стали АБ2-1;

2) построить динамическую диаграмму одноосного деформирования σ_x-ε_x алюминия 1565 в диапзоне скоростей деформации 10^3 -10^5 c^{-1};

3) связать немонотонность поведения динамического предела текучести стали АС25 со структурной неоднородностью данного материала;

4) применение комбинированного метода испытаний позволило установить, что в стали АБ2-1 увеличение динамического предела текучести по сравнению с квазистатическим пределом текучести - в 1,77 раза, а в стали АС25 - в 1,4 раза.

ОБРАТИМОЕ ДЕЙСТВИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНА GRADE 4

О.Е. Корольков, В.В. Столяров
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва, Россия;
41zh1k@mail.ru

В последнее время возросло внимание исследователей к электропластическому эффекту (ЭПЭ), который проявляется в снижении усилий и повышении пластичности металла при пластической деформации в сопровождении электрического тока. Считается, что одним из механизмов ЭПЭ является взаимодействие электронов проводимости с кристаллическими дефектами, например, дислокациями, границами зерен и дисперсными частицами вторых фаз. Одной из важных, но недостаточно изученных проблем является механизм структурообразования в процессе деформации, сопровождаемой током. Возникает вопрос: является ли наблюдаемое снижение напряжения течения следствием необратимого изменения структуры под действием теплового эффекта тока или ЭПЭ обусловлен обратимым электронно-дислокационным взаимодействием, т.е. является *in situ* эффектом. Важность ответа на этот вопрос связана с необходимостью достижения высокой деформируемости при сохранении исходной, специально сформированной, микроструктуры. Достаточно широко распространено мнение, что микроструктура материала не сохраняется в процессе ЭПЭ.

Целью работы было сравнительное исследование особенностей деформационного поведения и механических свойств крупнозернистого титана Grade 4 до, в процессе и после воздействия импульсного тока. Были выполнены механические испытания на растяжение с контролем температуры и микроструктурный анализ методом оптической микроскопии образцов, деформированных без тока и с током по схемам, отличающимся последовательностью включения/отключения тока. Один из образцов был испытан без тока после предварительного нагружения с током.

Анализ деформационного поведения крупнозернистого титана Grade 4 при растяжении с током и без тока позволяет заключить, что воздействие тока на снижение напряжения течения является практически полностью обратимым: оно восстанавливается практически до исходного уровня при прекращении действия тока. Под действием импульсного тока в режиме атермического ЭПЭ происходит слабая фрагментации зерен в рабочей зоне (вне шейки) образца. В зоне разрушения за счет повышения плотности тока обнаружено интенсивное выделение частиц и повышение микротвердости, связанные с дисперсионным твердением.

Результаты исследования могут быть использованы для формования титана при температурах ниже порога начала рекристаллизации с сохранением исходных структуры и механических свойств.

Работа выполнена за счет средств Государственного задания, код (шифр) научной темы, присвоенной учредителем (организацией) FFGU-2026-0003.

НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ И ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ИХ РЕЛАКСАЦИИ В КВАНТОВЫХ КОЛЬЦАХ У ПЛОСКОЙ СВОБОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ

И.А. Ковалев[1], А.Л. Колесникова[1,2], М.Ю. Гуткин[1,2,3]
[1]Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт–Петербург, Россия
[2]Университет ИТМО, г. Санкт–Петербург, Россия
[3]Санкт–Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия
i.kovalev2001@yandex.ru

Плоские гетероструктуры с квантовыми кольцами разной формы, в частности, с цилиндрическими, рассматриваются в настоящее время в качестве перспективных элементов современных электронных и оптоэлектронных устройств. Предполагается, что производство и внедрение новых гетероструктур с квантовыми кольцами позволит создавать и модернизировать лазеры, высокочастотные транзисторы и солнечные элементы. Однако сочетание в одной гетероструктуре разных кристаллических материалов приводит к появлению в ней напряжений несоответствия, которые оказывают существенное воздействие на физические и служебные характеристики таких приборов и устройств. В то же время релаксация напряжений несоответствия приводит к появлению в них различных дефектов, в первую очередь, дислокаций, которые также вызывают деградацию свойств и сокращают продолжительность эффективной работы гетероструктур. Поэтому изучение напряжений несоответствия и механизмов их релаксации в таких гетероструктурах чрезвычайно актуально и важно.

В настоящей работе в качестве упругой модели квантового кольца рассматривается включение в виде полого цилиндра, погруженное в упругое полупространство таким образом, что полость цилиндра полностью заполнена материалом матрицы, а его торцевые поверхности параллельны свободной поверхности полупространства. Предполагается также, что материалы полупространства и включения упруго изотропны и имеют одинаковые упругие модули, а включение испытывает однородную собственную дилатацию. В рамках такой упругой модели выполнен аналитический расчет и численный анализ полей напряжений несоответствия. В качестве механизма их релаксации рассмотрено образование малых прямоугольных призматических дислокационных петель (ПДП) в разных местах центрального продольного сечения включения. Найдено изменение полной энергии системы при образовании ПДП в зависимости от места их образования и показано, что наиболее предпочтительной для этого является область, близкая к центру включения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках госзадания для ИПМаш РАН (НИР № 124041100008-5).

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КАБЕЛЯ КГЭТ 3х95 +35/3-1140

С.С. Красновский[1,2], А.В. Голомуздов[2]
[1]Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь
[2]ООО «ПО «Энергокомплект», г. Витебск, Беларусь
Krasnovskij@vikab.by

Ни одна отрасль народного хозяйства, в том числе горно-добывающая, не обходится без электроэнергии, для передачи которой необходима кабельно-проводниковая продукция. Одним из самых важных элементов, при этом является кабель, обеспечивающий электрическим питанием горнообогатительные комбайны. Данные кабели предназначены для нестационарной прокладки и присоединения передвижных машин и электрооборудования в подземных выработках на напряжение 1140 и 3300 В переменного тока частотой 50 Гц в условиях повышенных механических нагрузок. Жилы управления кабелей предназначены для питания вспомогательного оборудования на напряжение 220 В переменного тока частотой 50 Гц.

Кабель включает следующие элементы: трос плетеный арамидный; центральное заполнение из электропроводящего полимерного компаунда, экструдированого в виде трехлучевой фигуры; основную гибкую жилу из медной проволоки, соответствующую классу 5; разделительный слой из лент полиэтилентерефталатной (ПЭТ) пленки; изоляцию основной жилы из износостойкого, маслостойкого термопластичного полиуретанового эластомера или этиленпропиленовой резины; разделительный слой из легко отделяемого электропроводящего полимера; вспомогательную гибкую жилу из медной проволоки, соответствует классу 5 по ГОСТ 22483; броню в виде оплетки из круглых стальных оцинкованных проволок; изоляцию вспомогательной жилы из износостойкого, маслостойкого термопластичного полиуретанового эластомера или этиленпропиленовой резины; разделительный слой из легко отделяемого электропроводящего полимера; гибкую жилу заземления из медной проволоки, равномерно разделенную и наложенную в виде одного или двух повивов или оплетки из стренг поверх разделительного слоя по изоляции вспомогательных жил, соответствующую классу 5 по ГОСТ 22483; разделительный слой из электропроводящей полимерной ленты поверх расщепленной жилы заземления; внутреннюю оболочку из износостойкого, маслостойкого, не распространяющего горение термопластичного полиуретанового эластомера, экструдированая с заполнением наружных промежутков между скрученными жилами; броня из повива близко уложенных стренг, скрученных из стальных и медных проволок, впрессованных между внутренней и внешней оболочкой; наружная оболочка из износостойкого, маслостойкого, не распространяющего горение термопластичного полиуретанового эластомера.

Благодаря сшиваемым полимерным композициям удалось создать кабель с улучшенными характеристиками, а именно: рабочая температура на жиле до 90 $^{\circ}$C (ранее до 75 $^{\circ}$C), достичь уменьшения диаметра, обеспечить искробезопасность, износостойкость, маслостойкость, повышенную гибкость и увеличенный срок эксплуатации.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ЧАСТИЦ α-Al_2O_3 НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОЛУЧАЕМОЙ АЛЮМОКИСЛОРОДНОЙ КЕРАМИКИ

Е.Г. Земцова[1], В.К. Кудымов[1,2], А.Р. Арутюнян[2], Б.Н. Семёнов[2]
Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[1]Лаборатория химии поверхностных соединений и нанотехнологии Института Химии,
[2]Кафедра теории упругости Математико-механического факультета
ezimtsova@yandex.ru

Для повышения эксплуатационных характеристик двигателей и газовых турбин необходимо создать композиционные керамические материалы нового поколения, заменяющие металлические материалы, с резко улучшенными механическими свойствами и работающих в экстремальных условиях эксплуатации, например, при температуре выше 1400^0C. Керамические композиционные материалы на основе оксидных матриц (в частности оксида алюминия) привлекают внимание разработчиков для использования в таких условиях, где металлические материалы проявляют склонность к ползучести и окислению. В настоящее время важным становится использование при формировании керамики наноразмерных частиц для улучшения механических характеристик изготовляемого материала. Варьируя дисперсность и форму частиц, можно добиться улучшения свойств конечного продукта.

В нашей работе была разработана методика синтеза монодисперсного нанопорошка оксида алюминия с размером частиц 40-80 нм, а также исследованы механических свойств объёмной алюмокислородной керамики, полученной на основе наночастиц.

Полученные результаты показали, что оксидные наночастиц переходят в стабильную фазу α-Al_2O_3 при более низких температурах (1150 – 1200 °C.). Такой подход позволяет получать керамический материал при более низких температурах спекания, что приводит к замедлению роста кристаллов в объёме и стабилизации их в наноразмерном диапазоне. Всё это способствует заметному повышению прочностных характеристик монолитной оксидной керамики.

На основании проведённых исследований микроструктуры и фазовых превращений экспериментальных образцов были отработаны условия, которые позволяют получить плотноспекшуюся алюмокислородную керамику с равномерной микроструктурой.

Исследования механической прочности объёмной керамики полученной из наночастиц оксида алюминия показали рост предела прочности материалов в 1,5 раза по сравнению с образцами алюмокислородной керамики, полученной с использованием микронных частиц.

Таким образов было показано, что основные не использованные резервы улучшения свойств керамических материалов, лежат в сфере регулирования их структуры и состава на наноразмерном уровне, а также в сфере инженерии поверхности.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 25-21-00691.

О СКЕЙЛИНГЕ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ МАСШТАБОВ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

С.А. Баранникова, П.В. Лаврентьева
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
bsa@ispms.ru

Кинетика процесса пластической деформации металлов определяется наличием и взаимодействием разномасштабных структурных характеристик, среди которых важными представляются: масштаб кристаллической решетки (решеточный уровень), масштабы дефектов кристаллического строения (вакансионный и дислокационный микроскопические уровни), а также их ансамблей (мезоскопический уровень) и, наконец, масштабы пространственно локализованных очагов пластической деформации, таких как полосы сдвига и шейка разрушения (макроскопический масштабный уровень). Принципиально важно здесь соотношение пространственных и динамических характеристик разномасштабных процессов и их активное взаимодействие друг с другом при пластическом течении. Без точной информации о закономерностях мультимасштабности процессов пластического течения при больших деформациях трудно понять природу структурного состояния и механических свойств реальных твердых тел.

Настоящая работа посвящена исследованию закономерностей скейлинга пространственных масштабов локализованной пластичности ГЦК металлов в температурном интервале 173 K < T < 350 K. Механические испытания на одноосное растяжение проводили на плоских образцах Al (содержание Al – не менее 99,5 масс.%) с размером зерна 40 мкм при постоянной скорости движения подвижного захвата испытательной машины «Instron-1185». Одновременно с регистрацией кривых нагружения производили запись изменения скорости ультразвуковых волн Рэлея автоциркуляционным методом. Анализ распределений локальных деформаций в процессе нагружения проводили методом двухэкспозиционной спекл-фотографии. Температуру поддерживали постоянной с помощью непрерывной подачи паров азота из сосуда Дьюара в рабочую камеру.

Доказана возможность использования информативных акустических параметров (скорости волн Рэлея) для выявления стадий деформационного упрочнения и оценки плотности дислокаций в процессе нагружения Al. Установлен закон скейлинга для автоволн локализованной пластичности. Согласованное изменение плотности подвижных и неподвижных дислокаций оказывает влияние на величину пространственного периода и накопление деформации в очагах локализации на стадиях параболического деформационного упрочнения. Показано, что в условиях термической активации происходит подстройка микроскопических параметров дислокационного ансамбля и макроскопических параметров локализованной пластичности, поддерживающая устойчивость режима деформирования в виде диссипативных структур очагов деформации (автоволн локализованного пластического течения).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-00016.

ТУГОПЛАВКИЕ КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫЕ СПЛАВЫ С ВЫДАЮЩЕЙСЯ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 1200°C

В.В. Миронцов[1, 2], Е.С. Мишунина[2], Е.Г. Кочура[2], Г.А. Туричин[1], Н.Д. Степанов[1], Н.Ю. Юрченко[1]

[1] Институт лазерных и сварочных технологий Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, г. Санкт-Петербург, Россия

[2] Национальный исследовательский университет "Белгородский государственный университет" (НИУ "БелГУ"), г. Белгород, Россия

1580419@bsuedu.ru

Благодаря достижениям в области производства суперсплавов на основе никеля современные газотурбинные двигатели могут работать при температуре до 1150°C. Однако дальнейшее повышение диапазона их рабочих температур является крайне сложной задачей. Это ограничение связано с тем, что рабочие температуры приближаются к температуре плавления никеля, а все последние достижения в области повышения рабочих температур, связаны с усовершенствованием систем охлаждения и теплоотвода.

Для следующего поколения современных газовых турбин необходимы материалы, способные стабильно работать при температурах, превышающих текущие предельные значения. Внедрение материалов, способных работать при температуре до 1200 °C, может привести к значительному повышению КПД турбин (до 40 %). Такое усовершенствование станет прорывом в аэрокосмической отрасли, где даже незначительное повышение КПД дает существенную прибавку к производительности и экономии топлива.

В этом контексте значительный интерес представляют жаропрочные композиционно сложные сплавы, обладающие необходимым комплексом физико-механических свойств в требуемом температурном диапазоне и рассматриваются как перспективная альтернатива никелевым суперсплавам.

В этом докладе рассказываем о новом классе композиционно-сложных сплавов на основе системы Mo-Nb-Ta-Ti-Si-C. Эти сплавы обладают беспрецедентной стойкостью к размягчению и рекордно высоким (более 135 МПа $см^3$/г) удельным пределом текучести при температуре 1200 °C с пластичностью более 50%, превосходя все ранее известные аналоги. Механизмы, лежащие в основе этой исключительной прочности, а также другие ключевые свойства сплавов будут подробно рассмотрены в ходе презентации.

Авторы выражают благодарность за финансовую поддержку в виде гранта Российского научного фонда № 25-79-30012 (https://rscf.ru/project/25-79-30012/)

О РАЗРУШЕНИИ КРИСТАЛЛОВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ ПРИ СКАЛЫВАНИИ

Я.С. Набизаде[1,2], Т.С. Аргунова[2], М.Ю. Гуткин[1,3]

[1]Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, г. С.-Петербург, Россия

[2]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. С.-Петербург, Россия

[3]Институт проблем машиноведения РАН, г. С.-Петербург, Россия

nabizade.yagub@mail.ru

Среди материалов полупроводниковой электроники нового поколения (SiC, GaN, AlN) оксид галлия (Ga_2O_3) появился сравнительно недавно. Его преимуществом, в частности, является полиморфизм. Стабильную модификацию β–Ga_2O_3 можно выращивать из расплава в виде крупных кристаллов и производить подложки промышленными методами. На подложки наращивают слои других структурных модификаций, обладающих разной шириной запрещенной зоны. Получение подложек β–Ga_2O_3 является актуальной проблемой. Промышленный подход включает резку на пластины и химико-механическую полировку (ХМП) их поверхности. Однако скорость удаления нарушенного материала остается очень низкой, ≤ 0.85 мкм/ч.

В то же время скалывание по кристаллической плоскости (100) происходит сравнительно легко. Известен способ изготовления подложек методом механического отслоения тонких пластинок толщиной ~ 3 мм с площадью ≤ 50 мм^2. Отрыв происходит при надавливании на кристалл тонким острым ножом.

В настоящей работе оценивалось структурное качество таких сколов. Был использован метод компьютерной микротомографии, который для Ga_2O_3 ранее не применялся и состоит в построении томограмм – поперечных сечений вдоль высоты объекта. Из большого числа томограмм реконструируется 3D изображение объекта.

Наблюдения можно подытожить следующим образом.

1. Наряду с образцами хорошего качества встречаются образцы с сильно нарушенными краями, где материал расщепляется на множество мелких игольчатых кристаллитов, которые захватывают часть площади и становятся зародышами трещин.

2. Эти кристаллиты имеют вид завитков, нависающих над краем объемного материала, но укрепленных на ножках, уходящих в его глубину. Очистка от завитков требует обработки пластинки методами ХМП или химического травления.

3. За поворотом металлического клина всегда следует отрыв материала, но поверхность скола может незначительно отклоняться от плоскости спайности. При отсутствии строгой ориентации поверхность скола имеет слабо волнистый рельеф и отдельные выступы разной высоты. Изображения выступов видны также в оптическом микроскопе.

ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНОЙ МОРСКОЙ СРЕДЫ НА ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА РС–553, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ

Е.И. Пантелеева[1], Е.В. Щукина[1], Г.Г. Савенков[1,2], А.М. Брагов[3]

[1]АО «Концерн «Морское подводное оружие – Гидроприбор», г Санкт-Петербург, Россия

[2]Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), г. Санкт-Петербург, Россия

[2] Нижегородский государственный университет им. Н. И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия

sav-georgij@yandex.ru

Аддитивные технологии позволяют получать детали с пониженными массогабаритными параметрами без потери прочностных характеристик сплавов. Сплав РС–553 ТУ 24.42.00–002–44669951–2019 – материал, позволяющий получать детали путём послойного сплавления металлопорошковой композиции по 3D-модели изделия. Механические свойства сплава РС–553 регламентированы ГОСТ Р 71758–2024 «Изделия из алюминиевых сплавов, изготовленные методом селективного лазерного сплавления»: предел текучести – не менее 430 МПа, предел прочности – не менее 460 МПа, относительное удлинение – не менее 9 %.

Проведены экспериментальные исследования динамических свойств сплава РС–553 как в исходном состоянии, так и после выдержки образцов в морской воде в течение 180 суток. Испытания на динамическое растяжение проводились на экспериментальной установке, реализующей метод Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона при скоростях деформации $(0{,}6–1{,}9)\cdot 10^3$ $с^{-1}$.

При испытаниях исходных образцов установлено, что предел текучести совпадает с пределом прочности и находится в диапазоне (505–520) МПа, т.е. динамические прочностные характеристики сплава РС–553 на 10–20 % выше статических. Можно отметить, что с увеличением скорости деформации наблюдается незначительное увеличение как динамических характеристик прочности, так и динамических характеристик пластичности. Однако на образцах после выдержки в течение 180 суток в морской воде предел текучести составляет (435–450) МПа, в то время как предел прочности находится в диапазоне (475–525) МПа. Влияние выдержки образцов в морской воде на их пластические характеристики не выявлено.

Значения относительного удлинения для всех образцов равно 18–20 %.

ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ ПРЯМОЛИНЕЙНОЙ СМЕШАННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В УПРУГОМ ШАРЕ

Д.А. Петров[1], М.Ю. Гуткин[1-3], С.А. Красницкий[3], А.Л. Колесникова[1,3], А.Е. Романов[3]

[1]Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия
[3]Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия
petrov_d_a@ipme.ru

В кристаллических наносистемах дислокации и их упругие поля оказывают значительное влияние на механические и физические свойства. При этом величина и характер напряжений, создаваемых дислокациями, существенно зависят от формы свободной поверхности и размерности системы (тонкие пленки, нанопроволоки, квантовые точки и т.д.). В связи с бурным развитием технологий синтеза наносистем решение новых краевых задач теории упругости для тел с дефектами приобретает особую ценность. В частности, известно, что прямолинейные дислокации (в том числе смешанные), встречаются и в различных наночастицах. Однако круг решений краевых задач для конечных тел с прямолинейными дислокациями ограничен.

В настоящей работе представлено аналитическое решение задачи о прямолинейной смешанной дислокации, произвольно пересекающей упруго-изотропный шар со свободной поверхностью. Решение состоит из двух слагаемых – поля для прямолинейной дислокации в бесконечной среде и дополнительного поля, непрерывного внутри шара, которое обеспечивает выполнение граничных условий на свободной поверхности. Дополнительное поле получено методом Лурье.

В докладе приведены карты напряжений в различных сечениях шара, демонстрирующие ключевые особенности напряженного состояния. Например, в сечениях шара, перпендикулярно пересекающих линию дислокации, поля напряжений качественно и количественно схожи с полями напряжений в поперечных сечениях бесконечного цилиндра того же радиуса с дислокацией, параллельной оси цилиндра. Однако в окрестности точек, где дислокация пересекает поверхность шара, напряженное состояние значительно сложнее, как и в случае прямолинейной дислокации, пересекающей поверхность упругого полупространства.

Получено выражение для упругой энергии дислокации в шаре. Энергия естественным образом разбивается на слагаемые, отвечающие краевой и винтовой компонентам вектора Бюргерса. Показано, что для смешанной дислокации, пересекающей центр шара, средняя погонная энергия меньше, чем в цилиндре, на величину порядка энергии ядра дислокации. При отклонении линии краевой дислокации от центра величина средней погонной энергии ведет себя схожим образом в шаре и цилиндре. А энергия винтовой дислокации в шаре не имеет минимума в центре в отличие от случая цилиндра.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках госзадания для ИПМаш РАН (НИР № 124041100008-5).

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ И ПРАВКУ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГ

М.А. Петров[1], В.Е. Рогалин[2], Т.В. Малинский[2],
В.В. Исаков[3], С.А. Кострица[3], Д.А. Елесин[1]
[1]ФГАОУ ВО «Московский политехнический университет», г. Москва
[2]ФГБУН «Институт электрофизики и электроэнергетики РАН», г. Москва
[3]ГНЦ, ФАУ «ЦИАМ им. П.И. Баранова», г. Москва
petrovma_mospolytech@mail.ru

Процесс деформирования металлов и сплавов без применения одного из двух предусмотренных классической схемой деформирования жёстких инструментов известен. В качестве воздействующей среды, заменяющей второй инструмент, может применяться газ или вакуум. В XXI веке обсуждается и исследуется применение новой среды, а именно лазерного воздействия на листовой металлический материал. В зависимости от толщины листовой заготовки применяют различные параметры лазеров и типы их воздействия. Для толстолистовых заготовок применяется непрерывный нагрев и диаметр пятна, в несколько раз превышающий толщину обрабатываемого материала, в то время как для тонколистовых заготовок или фольг, применяют наносекундные лазеры (10…15 нс) и энергией до 1 Дж.

Выполнены исследования по одноугловой гибке, и рельефной формовке фольг из латуни Л63, меди М1 и алюминия технической чистоты А5 с применением ИК- (λ=1064 нм) и УФ-лазеров (λ=193 нм и λ=355 нм). Толщина фольги – t=100 мкм. Для снижения абляции применялась ПВХ-лента. Гибка рассматривалась, как правочная, не основная операция, предназначенная для создания сжимающих напряжений либо до, либо после основной гибки в жёстком инструменте с целью устранения пружинения заготовки. Рельефная формовка рассматривается, наоборот, как основная операция для получения стаканчиков (колпачков) с невысокой стенкой. Подкладные матрицы для выполнения правки и рельефной формовки, и деформирующий инструмент для одноугловой гибки изготовлены методами настольной стереолитографии (LCD) из керамоподобных фотополимеров и экструзионной 3D-печати из ПЕТГ.

Вопрос о влиянии абляции, а также её доля, не рассматривался. Таким образом было сделано допущение, заключающееся в том, что в процессе обработки образцы материалов сохраняли объём и массу. Факт наличия остаточной, пластической деформации установлен визуально и при помощи цифрового микроскопа. Предположено, что при малой толщине образцов вся энергия передаётся на локальную пластическую деформацию заготовки.

Эксперименты показали, что при выборе последовательности выполнения правки возможна обработка лазером как до, так и после одноугловой гибки. Установлено, что наиболее склонным к правке материалом являются алюминий и медь. Латунь является более жёстким материалом, менее склонной к пружинению. Рельефную формовку можно выполнить без разрушения материала для всех рассматриваемых образцов. В местах радиуса, перехода от стенки к донной части, требуется дополнительная обработка, так как геометрия не соответствует радиусу матрицы. Это указывает на недостаточный уровень растягивающих напряжений.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ НА ИЗГИБ

А.И. Петручок, А.Р. Арутюнян, Ю.В. Судьенков
Санкт-Петербургский Государственный Университет, г. Санкт-Петербург, Россия
alex_petruchok@mail.ru

В работе были проведены испытания на циклический изгиб плоских образцов из различных конструкционных материалов. В ходе исследований был использован оптико-акустический метод. Исследуемые образцы прозвучивались с помощью оптико-акустического дефектоскопа через каждые 50 000 циклов нагружения вплоть до разрушения, что позволило определить изменения скоростей продольных волн и спектров акустических импульсов рассматриваемых материалов в процессе циклических испытаний.

Применение оптико-акустической методики диагностики открывает возможность получения частотных зависимостей затухания, что позволяет оценить характер изменения масштабных уровней перестройки структуры материалов, в частности, в процессе циклических испытаний. Предполагается, что наблюдаемые существенные изменения частотных зависимостей затухания для различных циклов нагружения определяются в основном изменением процесса рассеяния акустической волны за счет изменения внутренней структуры образцов. В качестве модели рассеяния была принята модель Релея. Был проведен анализ спектров акустических импульсов рассматриваемых образцов. Далее задавался диапазон изменения размеров дефектов, по которому были восстановлены функции распределения дефектов. В результате было получено относительное распределение дефектов от их размера для различных циклов нагружения для образцов из инструментальной стали и ПММА.

Основные изменения структуры для образцов из инструментальной стали наблюдаются на размерах, сопоставимых с размером зерна в материале. На начальных этапах нагружения основные изменения структуры происходят на малых масштабах элементов структуры. С ростом числа циклов нагружения наблюдается постепенное увеличение размера дефектов. Для образцов из ПММА наблюдается не монотонность изменения затухания от частоты и относительного распределения дефектов от их размера на всех этапах нагружения. С ростом числа циклов наблюдается рост числа структурных элементов с большими масштабными уровнями.

Различный характер зависимостей относительного распределения дефектов от их размера для металлов и полимеров определяется значительным отличием их внутренних структур. Для такого материала как сталь, которая имеют ярко выраженную структуру, основные изменения структуры происходят на размерах дефектов сопоставимых с размерами структурных элементов в этом материале. В ПММА нет ярко выраженной структуры, и изменения происходят на всем интервале размеров структурных элементов. Общим для этих двух материалов является то, что с ростом числа циклов наблюдается изменения структуры в больших масштабах структурных элементов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 25-29-00218).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ИНИЦИИРОВАНИЯ РОСТА ТРЕЩИН В ПММА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

В.А. Морозов, П.С. Платонов, В.М. Кац
Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
st122243@student.spbu.ru

С помощью двух различных способов нагружения проведены эксперименты по инициированию трещин и их распространению в образцах из ПММА. В первом способе нагружения трещины различной длины приготавливались заранее с помощью электрического взрыва проводника (ЭВП), размещенного между поверхностью призматического образца и подложки из того же материала. Далее приготовленные трещины продвигались также с помощью ЭВП. Во втором способе предварительно в образце делался технологический пропил, в который вставлялся взрываемый проводник.

Взрываемый проводник выполнялся в виде полоски шириной 6мм с нанесенным на бумажную основу тонким слоем алюминия. ЭВП проводился от накопителя энергии на конденсаторе емкостью 0,5мкф, который заряжался до напряжения 18-26кВ. Скорость движения трещины измерялась с помощью двух лучей лазеров, разнесенных на 3мм друг от друга и просвечивающих образец. Были измерены профили напряжения $\sigma(t)$ в образце от взрыва проводников с помощью пьезоэлектрического датчика. Длительность импульса давления составляла порядка 20 мкс.

При втором способе нагружения измерена скорость движения трещины в зависимости от амплитуды импульса напряжения. Скорость измерялась на стационарном участке движения трещины. По данной зависимости определено пороговое значение амплитуды разрушающей нагрузки, которое составило около 70МПа и близко к известным в литературе данным.

Первый способ нагружения позволил определить время выхода трещин различной длины на стационарную скорость и саму стационарную скорость. Она составила примерно половину поперечной скорости звука в ПММА, что находится в соответствии с литературными источниками.

Работа выполнена при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета (проект 116636233).

ПСЕВДОУПРУГОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ИЗБЫТКОМ ГАФНИЯ

А.А. Реутская[1], Н.Н. Реснина[1], Р.М. Бикбаев[1], С.П. Беляев[1], А.И. Базлов[1,2]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия

[2]Национальный исследовательский технологический институт «МИСИС», г. Москва, Россия

st091119@student.spbu.ru

Целью работы явилось исследование влияния температуры деформирования на проявление псевдоупругости в высокоэнтропийных сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, в которые соотношение Hf/Zr равно 3/1. Сплавы $Ti_{30}Hf_{15}Zr_5Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ и $Ti_{16}Hf_{25.5}Zr_{8.5}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$ получали методом вакуумно-дуговой плавки в атмосфере аргона. Исследование структуры показало, что наряду с дендритными частицами основной фазы присутствуют частицы вторичной фазы $(Ti,Hf,Zr)_2(Ni,Cu,Co)$, которые расположены в междендритном пространстве. Рентгеноструктурные исследования показали, что при комнатной температуре сплавы находятся в аустенитной B2 фазе. Калориметрические исследования и измерение электросопротивления показали, что при охлаждении до -150ºС в сплаве $Ti_{30}Hf_{15}Zr_5Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ прямое мартенситное превращение начинается при температурах ниже -130ºС, а в сплаве $Ti_{16}Hf_{25.5}Zr_{8.5}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$ превращения в мартенсит не наблюдается.

Из слитков электроэрозионным способом вырезали плоские образцы с лопатками с рабочей областью 7x1x0,8 мм, которые устанавливали в испытательную машину, оснащенную криотермокамерой, и подвергали растяжению с промежуточными разгрузками. Образцы деформировали в интервале температур, при которых сплавы находились в аустенитном состоянии (от -125 до 100 ºС для сплава $Ti_{30}Hf_{15}Zr_5Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ и от -150 до 100 ºС для сплава $Ti_{16}Hf_{25.5}Zr_{8.5}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$). По диаграммам деформирования определяли напряжение наведения мартенсита ($\sigma_{SIM} = \sigma_{0,2}$) и псевдоупругую деформацию (деформация, вернувшаяся при разгрузке по нелинейному закону).

Полученные результаты показали, что в сплаве $Ti_{30}Hf_{15}Zr_5Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ мартенсит наводится под напряжением в интервале температур от -125 до -50 ºС. При температурах выше -50 ºС, образцы разрушаются на стадии упругой нагрузки. При температурах деформирования -100 ºС и ниже, деформация частично возвращается при разгрузке. При температурах выше -100 ºС, наблюдается полный возврат. Это указывает на то, что в данном сплаве температура $A_к$ чуть выше -100 ºС. В сплаве $Ti_{16}Hf_{25.5}Zr_{8.5}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$ мартенсит наводится при температурах от -150 ºС до -50 ºС, при этом при разгрузке деформация полностью восстанавливается. Это указывает на то, что температура $A_к$ в этом сплаве ниже -150 ºС. По зависимостям σ_{SIM} от температуры деформирования определили коэффициент в соотношении типа Клаузиуса-Клапейрона, который составил 3,9 МПа/ºС и не зависел от состава сплава. Максимальная псевдоупругая деформация составила 4 % в сплаве $Ti_{30}Hf_{15}Zr_5Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ и 2,5 % в сплаве $Ti_{16}Hf_{25.5}Zr_{8.5}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (№ 22-19-00169_П).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗЛИЧНЫМ ВИДАМ ХРУПКОСТИ

Г.Ю. Романовский, Г.А. Филиппов, О.Н. Чевская
ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия.
iqs12@yandex.ru

В настоящее время наиболее распространенной технологией производства проката из низколегированной конструкционной стали (для строительных конструкций, труб большого диаметра, мостовых конструкций и др.) является контролируемая прокатка с ускоренным охлаждением (КП+УО), которая позволяет изменять комплекс механических свойств в широком диапазоне, за счет создания целевого структурного состояния. Параметры режимов термомеханической обработки определяют конечный комплекс свойств стали.

В связи с этим представляет интерес провести сравнительное исследование влияния режимов обработки на структуру и свойства низколегированной конструкционной стали с целью выявления оптимального структурного состояния проката, обеспечивающего наилучшее сопротивление различным видам хрупкости.

Целью работы является исследование особенностей морфологии микроструктуры конструкционных низколегированных сталей в различных состояниях: КП+УО, закалки с последующим отпуском и после изотермической выдержки при различных температурах и выявление зависимости между сопротивлением разрушению при динамических и статических испытаниях, в том числе в присутствии коррозионной среды и водорода.

Исследование проводили на низколегированных конструкционных сталях типа 06Г2Б и 10-15ХСНД. Для получения различного структурного состояния проводили закалку с изотермической выдержкой. Образцы нагревали до температуры 920°С а далее выдерживали в щелочной ванне в интервале 600-350°С. Структура сталей после изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в указанном температурном интервале является многофазной. В зависимости от температуры выдержки может быть получено различное соотношение количества феррита и углеродсодержащих фаз, а структурное состояние - от достаточно крупнозернистой феррито-мартенситной до дисперсной структуры бейнитного феррита.

Анализ результатов сериальных испытаний ударной вязкости показал, что наиболее высокие значения ударной вязкости наблюдаются после изотермической выдержки при ниже 500°С. В результате проведенных исследований было установлено различное влияние структурного состояния, полученного при изменении температуры изотермической выдержки, на сопротивление разрушению при динамических испытаниях - на ударный изгиб, температуру перехода в хрупкое состояние и при статических испытаниях, особенно в присутствии коррозионной среды и водорода. Показано, что для всех исследованных структурных состояний, наиболее чувствительной характеристикой при статических испытаниях в коррозионной среде является работа распространения трещины Ар, в то время как наводороживание оказывает сильное влияние на обе составляющие работы разрушения.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПЕРЕХОДЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Ni-Co-Cu-Zr-Hf

В.В. Рубаник мл.[1], В.В. Рубаник[1], Tran Bao Trung[2], Phuong Doan Dinh[2]

[1]Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, г. Витебск, Беларусь

[2]Institute of Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam

ita@vitebsk.by

Целью данной работы являлось исследование влияния ультразвуковой обработки на структуру и мартенситные переходы высокоэнтропийного шестикомпонентного сплава Ti-Ni-Co-Cu-Zr-Hf с памятью формы. Использовали четыре состава с одинаковой концентрацией химических элементов титановой $(TiHfZr)_{50}$ и никелевой $(NiCoCu)_{50}$ групп, отличающихся разным содержанием гафния и циркония. Сплавы были получены методом вакуумно-дуговой плавки в среде особо чистого аргона в Институте материаловедения Вьетнамской академии наук и технологий. Чистота исходных металлических элементов составляла не менее 99,5%. Для обеспечения однородности распределения химических веществ слитки переплавлялись шесть раз в среде аргона. Структуру образцов исследовали методами оптической и электронной микроскопии. Мартенситные превращения изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Ультразвуковую обработку образцов в форме дисков осуществляли в пучности напряжений стоячей ультразвуковой волны с частотой 18 кГц и амплитудой 15 мкм.

Установлено, что образцы сплавов после ультразвуковой обработки характеризуются дендритной структурой, претерпевают мартенситное B2↔B19′ превращение. Наблюдается повышение характеристических температур и увеличение энтропии обратного фазового перехода. После ультразвуковой обработки происходит также некоторое увеличение микротвердости по сравнению с исходным состоянием.

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект Т24В-007) и Вьетнамской Академии наук и технологий (проект QTBY01.04/24-25).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЕРЕДАТОЧНЫХ КОЭФФИЦИЕНТОВ В ЗАДАЧЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ШТАМПОВ НА УПРУГОМ ПОЛУПРОСТРАНСТВЕ

Д.Д. Рудович[1], Ю.Г. Пронина[1], М.Л. Качанов[2]
[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, РФ
[2]Тафтский университет, Бостон, США
di2756680@gmail.com

Задача о взаимодействии штампов с упругим полупространством представляет собой контактную проблему механики деформируемого тела, имеющую высокую научную и практическую значимость в силу своей фундаментальности и широты прикладных аспектов. Система определяющих уравнений для задачи о множественных взаимодействующих контактах в общем виде была представлена в работах М.Л. Качанова и И.И. Аргатова. В качестве ключевых параметров в разрешающей системе уравнений используются так называемые передаточные коэффициенты, характеризующие взаимное влияние контактов друг на друга. В настоящей работе рассматривается задача взаимодействия двух штампов на упругом полупространстве при задании либо сил и моментов, передаваемых через контакты, либо их перемещений. Цель представленной работы состоит в оценке величин передаточных коэффициентов и их влияния на поведение системы при различных физических и геометрических параметрах. В ходе работы был программно реализован метод, осуществляющий нахождение коэффициентов путем численного интегрирования, и построены графики передаточных коэффициентов.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ CoNiAlFe С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

В.Г. Рыжакова, А.С. Ефтифеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков
Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия
ryzhakova.v@yandex.ru

В работе исследовано влияние параметров гетерофазной (B2+γ)-структуры на закономерности развития B2-$L1_0$ мартенситного превращения (МП) в поликристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$ (ат. %).

Быстрое охлаждение (закалка) от высоких температур 1623–1643 К способствует формированию в поликристаллах однофазной B2-структуры. При развитии термоиндуцированного B2-$L1_0$ МП поликристаллы разрушаются по границам зерен, что обусловлено несовместимостью деформации превращения в соседних зернах. В результате медленного охлаждения (охлаждение в печи) от высоких температур 1623–1643 К формируется двухфазная (B2+γ)-структура. Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что вторичная γ-фаза имеет ГЦК решетку с параметром $a_{ГЦК}$ = 3,572 Å. Вторичная γ-фаза, не испытывающая переход в $L1_0$ мартенсит, формируется как вдоль границ, так и внутри зерна с высокой объемной долей. Толщина отдельных включений составляет нескольких микрометров, а длина – десятки микрометров. Термоиндуцированное B2-$L1_0$ МП не наблюдается при охлаждении от 573 К до 77 К.

На поликристаллах после медленного охлаждения проведен вторичный отжиг при температурах 1173–1573 К. Отжиг при 1173 К не влияет на (B2+γ)-структуру, которая остается такой же, как и после медленного охлаждения от высоких температур, МП не обнаружено в исследуемом интервале температур. Вторичный отжиг при 1473–1573 К оказывает влияние на (B2+γ)-структуру и способствует развитию МП без растрескивания образцов. С ростом температуры вторичного отжига от 1473 К до 1573 К включения γ-фазы значительно диспергируют в теле зерна, в то время как по границам зерен остается тонкая непрерывная прослойка фазы. Объемная доля γ-фазы в теле зерна существенно уменьшается после отжига при 1573 К, по сравнению с другими термообработками.

При повышении температуры отжига с 1473 К до 1573 К температуры МП увеличиваются от M_s = 138 К до M_s = 187 К, а температурный гистерезис уменьшается в 1,4 раза: с 41 К до 28,5 К. С помощью рентгеноструктурного анализа подтвержден фазовый состав и определены параметры кристаллических решёток B2-аустенита – a_{B2} = 2,858 Å и $L1_0$-мартенсита – a_{L10} = 3,832 Å и c_{L10} = 3,160 Å. Развитию обратимого термоиндуцированного МП в поликристаллах, подвергнутых отжигу при 1473–1573 К, способствует, во-первых, малая объемная доля γ-фазы в объеме зерна. Во-вторых, тонкая непрерывная межзеренная прослойка γ-фазы вдоль границ зерен приводит к релаксации напряжений, создаваемых несовместной деформации в соседних зернах.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10093, https://rscf.ru/project/23-79-10093/

ПРОЕКТИРОВАНИЕ АДДИТИВНО ПОЛУЧАЕМОГО ПОРИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ДЛЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Рыжкин А.А., Еникеев Н.А.
НИЛ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях», Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
alex.sandr00@bk.ru

Разработка и внедрение материалов с пористой структурой становятся все более востребованными в биомедицине. Такие биосовместимые материалы могут заменять костную ткань и служить каркасами для клеточной инженерии, обеспечивая направленную доставку лекарств к поврежденным участкам. Технология 3D-печати позволяет создавать персонализированные изделия с сложной внутренней геометрией, что улучшает их механические свойства и биосовместимость.

В данном исследовании разработаны различные геометрии пористых структур для 3D-печати с использованием моделей трижды периодических минимальных поверхностей. Созданы структуры с разнообразными параметрами пространственной конфигурации и топологии. На их основе методом селективного лазерного плавления изготовлены образцы из титанового сплава Ti-6Al-4V. Исследование включало оценку соответствия между спроектированными и изготовленными структурами, а также изучение их механических свойств до и после термообработки.

Эксперименты показали возможности оптимизации механических характеристик пористых имплантатов. Выявлено влияние геометрии внутренней поверхности на прочность материала. Испытания на растяжение и сжатие образцов различных дизайнов (Gyroid листовой, Gyroid скелетный, IWP и Diamond) выявили зависимости упругих и прочностных свойств от параметров элементарной ячейки моделей. Результаты демонстрируют, что изменение этих параметров позволяет создавать биосовместимые пористые импланты с нужными механическими свойствами для индивидуальных медицинских решений.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-69-10003.

ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe–30Mn–5Si

Ю.А. Садыкова, П.О. Кадиров, Ю.С. Жукова, М.А. Антипина, С.Д. Прокошкин
Университет науки и технологий МИСИС, г. Москва, Россия
yuliyasadikova03@mail.ru

Имплантаты, выполненные из биодеградируемых материалов, сначала выполняют опорную функцию, а затем растворяются в среде организма, замещаясь естественной костью, что позволяет избежать проведения повторной операции по их извлечению. Среди биорезорбируемых металлических материалов наибольшее распространение получили сплавы на основе магния, цинка и железа. Наиболее перспективными среди них считаются сплавы системы Fe–Mn–Si, что обусловлено их биосовместимостью, высокими механическими и функциональными характеристиками, а также оптимальной скоростью биодеградации.

Целью работы являлось изучение влияния комбинированной термомеханической обработки (ТМО), включающей мультиосевую ковку при 900 °С (МК) с последующим применением ротационной ковки при 800 °С (РК800) и 700 °С (РК700), на структуру, фазовый состав и функциональные свойства биодеградируемого сплава Fe–30Mn–5Si. По завершению РК были получены прутковые заготовки диаметром 10 мм (d=10) и 3 мм (d=3).

МК формирует мелкозернистую статически рекристаллизованную структуру со средним размером зерна 1–5 мкм по всему сечению прутка, а также динамически полигонизованную субструктуру с размером субзерен 200–400 нм. РК при 800 °С приводит к статически рекристаллизованной и динамически полигонизованной структуре со средним размером зерна 1–5 мкм (d=10 мм) и 0,5–5 мкм (d=3 мм).

Комбинированная ТМО сплава Fe–30Mn–5Si приводит к повышению функциональной коррозионно-усталостной долговечности, предела прочности, условного предела текучести и относительного удлинения до разрушения при сохранении одинаковых значений модуля Юнга около 150 ГПа, по сравнению с режимом контрольной обработки (КО), т.е. гомогенизационного отжига при 900 °С в течение 1 часа с последующей закалкой в воде.

После КО сплав находится в двухфазном состоянии γ-аустенита и ε-мартенсита охлаждения. МК и РК способствуют формированию преимущественно однофазного состояния γ-аустенита с небольшим содержанием объемной доли фазы ε-мартенсит охлаждения, что в дальнейшем приводит к понижению скорости биодеградации по сравнению с двухфазным состоянием. С целью формирования двухфазного состояния, γ-аустенит и ε-мартенсит охлаждения, и повышения скорости коррозии к режиму, продемонстрировавший наиболее высокий комплекс функциональных свойств (РК700, d=10) применяли охлаждение до отрицательных температур от минус 50 °С до минус 150 °С, что привело к повышению скорости биодеградации с 0,58 мм/год (РК700, d=10) до 0,66 мм/год (РК700, d=10, минус 75 °С), 0,70 мм/год (РК700, d=10, минус 125 °С).

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ 25-79-20055.

ДОСТИЖЕНИЕ БАЛАНСА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ АЛЮМИНИИ ПУТЕМ ОТЖИГА И КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ

Д.И. Садыков, Т.С. Орлова, А.И. Лихачев, Д.А. Кириленко
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
г. Санкт-Петербург, Российская Федерация
dinislames@mail.ru

Ультрамелкозернистые (УМЗ) алюминиевые сплавы являются перспективными материалами для современной промышленности благодаря сочетанию высокой прочности, высокой электропроводности и легкости. Однако пластичность подобных структур значительно уступает их крупнозернистым аналогам, что серьезно ограничивает их практическое применение. В настоящей работе исследована возможность получения сбалансированного комплекса механических свойств (прочности и пластичности) УМЗ технически чистого алюминия (99.7 масс. %), структурированного кручением под высоким давлением (КВД, P =2 ГПа, n =10 оборотов), посредством низкотемпературного отжига (T =150 ℃, t =1 ч) и криогенной прокатки (степень обжатия ~30 %).

В результате КВД-структурирования предел текучести ($\sigma_{0.2}$) составил ~110 МПа, предел прочности (σ_{UTS}) ~190 МПа при величине пластичности (δ) ~23%. Отжиг привел к значительному увеличению прочности: $\sigma_{0.2}$ ~210 МПа, σ_{UTS} ~250 МПа при снижении пластичности до δ ~1% – проявился так называемый эффект упрочнения отжигом (ЭУО). Криопрокатка после отжига способствовала значительному увеличению пластичности до δ ~14% при сохранении высокого уровня прочности, достигнутого в результате ЭУО ($\sigma_{0.2}$ ~190 МПа, σ_{UTS} ~230 МПа). Всесторонний анализ микроструктуры, проведённый методами просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратно рассеянных электронов и рентгеновской дифракции, показал, что средний размер зерна (d_{av}) после КВД составил d_{av} ~0.98 мкм. Отжиг привел к небольшому увеличению d_{av} до ~1.06 мкм, а криопрокатка, напротив, к небольшому уменьшению (d_{av} ~0.83 мкм). Во всех исследуемых состояниях наблюдается преимущественно большеугловая разориентировка границ зерен. Интегральная плотность дислокаций (L_{dis}) в КВД-структурированном материале после отжига снижается с 6.5×10^{12} м$^{-2}$ до 4.9×10^{12} м$^{-2}$, криопрокатка приводит к значительному росту L_{dis} до 17×10^{12} м$^{-2}$. При этом после криопрокатки внутри зерен выявлена развитая дислокационная структура, чего не наблюдается в других исследуемых состояниях.

Сопоставление изменения механических характеристик с эволюцией микроструктуры, а также анализ вкладов в упрочнение от различных механизмов показали, что высокая прочность после криогенной прокатки обусловлена вкладами от зернограничного и дислокационного упрочнения, а также частичным сохранением упрочнения отжигом. Повышение пластичности связывается с введением в релаксированные отжигом границы зерен избыточных зернограничных дислокаций при криопрокатке, облегчающих эмиссию дислокаций из границ при нагружении образца.

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Hf/Zr НА ПРОИЗВОДСТВО РАБОТЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМИ СПЛАВАМИ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

А.В. Сибирев[1], С.П. Беляев[1], Н.Н. Реснина[1], Г.А. Голубев[1], А.И. Базлов[1,2]
[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]Университет науки и технологий МИСИС, г. Москва, Россия
alekspb@list.ru

Целью работы было исследование особенностей производства работы средне- и высоко- энтропийными сплавами Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с памятью формы с разным соотношением Hf/Zr. Слитки сплавов $Ti_{40}(Hf,Zr)_{10}Ni_{40}Cu_5Co_5$, $Ti_{30}(Hf,Zr)_{20}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ и $Ti_{16}(Hf,Zr)_{34}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$, где Hf/Zr=3/1, 1/1 или 1/3, синтезировали в вакуумной дуговой печи в атмосфере аргона.

Для исследования особенностей производства работы из слитков вырезали образцы квадратного сечения 2×2 мм и длиной 25 мм методом электроэрозионной резки. Испытания проводили в режиме кручения следующим образом: при температуре -196°C образцы деформировали до 10% и разгружали, затем соединяли с контр-телом и подвергали нагреву до завершения восстановления деформации, после чего выполнялся один рабочий цикл: охлаждение до -196°C и нагрев. Жёсткость системы была равной 24 ГПа. В рабочем цикле измеряли величины минимального и максимального напряжения, эффекта памяти формы и совершённой работы.

Показано, что для разных групп сплавов параметры рабочего цикла (реактивные напряжения, ЭПФ и работа) по-разному зависят от соотношения Hf/Zr. Так в среднеэнтропийных сплавах $Ti_{40}(Hf,Zr)_{10}Ni_{40}Cu_5Co_5$ изменение концентрации гафния и циркония слабо влияет на производимую работу. Среди высокоэнтропийных сплавов $Ti_{30}(Hf,Zr)_{20}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ способность совершать работу проявил только сплав $Ti_{30}Hf_5Zr_{15}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$. Это обусловлено тем, что данный сплав генерирует значительно более высокое напряжение при первом нагреве (360 МПа) на этапе взведения. Это приводит к существенному увеличению температур МП и позволяет сплаву испытывать мартенситное превращение в следующем цикле при охлаждении. В двух других сплавах напряжение, сгенерированное на этапе взведения, в два раза меньше и его значения недостаточно для того, чтобы инициировать мартенситное превращение при охлаждении в рабочем цикле. В высокоэнтропийных сплавах $Ti_{16}(Hf,Zr)_{34}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$ все параметры (обратимая деформация, реактивное напряжение и работа) снижались с увеличением соотношения Hf/Zr. Так, увеличение концентрации Hf элемента с 8,5 до 17% понижает величину работы в 10 раз, с 4,1 до 0,4 МДж/м^3. Дальнейшее увеличение концентрации гафния с 17 до 25,5 ат. % уменьшает работу до нуля. Это связано с тем, что изменение соотношения Hf/Zr в пользу увеличения доли гафния в сплавах $Ti_{16}(Hf,Zr)_{34}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$ снижает температур мартенситных превращений, что приводит к уменьшению объёмной доли ориентированного мартенсита, который может возникнуть при охлаждении до -196°C.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00169_П (https://rscf.ru/project/22-19-00169/).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn-0.8Li-0.1Ca, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

А.Р. Сиразеева, Е.В. Парфенов, О.Б. Кулясова
Уфимский государственный университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
sirazeeva.arina@mail.ru

Одной из ключевых задач современного материаловедения в области медицины является разработка биорезорбируемых металлических материалов, сочетающих высокую механическую прочность, контролируемую скорость коррозии и полную биосовместимость. В данном контексте сплавы на основе цинка представляют значительный интерес в качестве перспективной альтернативы магниевым и железным сплавам. Однако относительно низкие прочностные характеристики и недостаточная пластичность ограничивают их широкое клиническое применение.

Целенаправленное легирование цинка элементами, такими как литий и кальций, является эффективным способом управления его механическими характеристиками. Введение лития приводит к существенному упрочнению материала и снижению его плотности, в то время как добавление кальция способствует образованию интерметаллидных фаз, что повышает прочность и модуль упругости. Однако, несмотря на положительный эффект легирования, литые сплавы системы Zn-Li-Ca не демонстрируют удовлетворительного комплекса механических свойств.

В связи с этим целью является целенаправленное улучшение комплекса механических свойств цинковых сплавов за счёт применения методов интенсивной пластической деформации (ИПД), в частности, многопроходной горячей прокатке и равноканального углового прессования по типу Конформ (РКУП-Конформ), позволяющего формировать ультрамелкозернистую структуру.

Исходный сплав характеризуется наличием крупных интерметаллидных фаз и хрупким характером разрушения. Предварительная горячая прокатка привела к существенному повышению пластичности, однако уровень прочности оставался недостаточным для применения в имплантологии. Последующая обработка методом РКУП-Конформ позволила сформировать специфическую строчечную микроструктуру с однородным распределением ультрамелкозернистых фаз и образованием пластинчатых выделений вторичного цинка.

В результате было достигнуто значительное улучшение механических характеристик: предел текучести составил 472 МПа, предел прочности при растяжении — 550 МПа, а относительное удлинение — 21%. Полученные значения прочности в два раза превышают минимальные требования, предъявляемые к материалам для костных имплантатов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-43-00154). Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» УУНиТ.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ СЛОИСТЫХ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Н.Н. Ситников, И.А. Залетова, С.В. Грешнякова
АО ГНЦ «Центр Келдыша», Москва, Россия
sitnikov_nikolay@mail.ru

В работе исследовались аморфно-кристаллические ленты из сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ (ат. %), полученные методом сверхбыстрой закалки расплава на вращающемся диске (метод планарного литья). Были получены с различным толщинами кристаллического слоя от 2 до 10 мкм при общей толщине от 32 до 40 мкм. В быстрозакалённых слоистых аморфно-кристаллических лентах без какой-либо дополнительной термомеханической обработки наблюдается эффект обратимый памяти формы (ЭОПФ) с деформацией изгибом

Для получения новых свойств и модификации уже имеющихся эффектов памяти формы электроимпульсную обработку (ЭИО), которая заключается в пропускании через образец (ленту) единичного или серии коротких импульсов электрического тока. Электрический ток позволяет разогревать тонкомерные образцы за короткие времена и проводить кристаллизацию практически без изотермической выдержки. ЭИО осуществлялась на лабораторной установке, в которой реализовано пропускание через обрабатываемый образец ленты одиночного импульса электрического тока с заданной амплитудой и длительностью от 0,1 до 1000 мс.

При нагреве до температуры кристаллизации аморфной части ленты импульсом электрического тока с длительностью менее 1 с наблюдаются изменения процессов кристаллообразования по сравнению со стандартной изотермической обработкой. Главное из них заключается в неоднородном распределении кристаллов по толщине ленты: вблизи поверхностей ленты наблюдается столбчатая структура кристаллов, в то время как в объеме ленты присутствуют единичные или сгруппированные более крупные кристаллы. При ЭИО до температуры кристаллизации длительностью 0,01 с и менее доля столбчатых кристаллов увеличивается, а большие кристаллы укрупняются и становятся более однородными по размеру. Увеличение плотности тока при ЭИО с одинаковой длительностью обработки и перегрева после кристаллизации аморфного состояния приводит к формированию более однородной кристаллической структуры, характеризующейся преимущественно столбчатыми кристаллами. Отмечается, что формирование столбчатых кристаллов с неконтактной стороны происходит из исходного кристаллического слоя, при котором сохраняется его кристаллографическая ориентация. Кристаллографические рефлексы с неконтактной поверхности ленты имеют нестандартное расположение основных рефлексов структуры типа B19 в области 58-65 градусов, а основные кристаллографические рефлексы с контактной стороны ленты после ЭИО располагаются в области 38-46 градусов. После проведения ЭИО проявление ЭОПФ модифицируется, в зависимости от режима обработки в лентах наблюдается однократный эффект памяти формы и изменённый ЭОПФ.

.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ТЕМПЕРАТУРЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ Ti-18Zr-15Nb И Ti-18Zr-13Nb-2Sn С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

О.В. Страхов[1], С.М. Дубинский[1], А.П. Баранова[1], Т.А. Омельчук[1], Б. Бекеле[1], А.И. Базлов[1], П.Ю. Соколов[1], В.В. Чеверикин[1,2], С.Д. Прокошкин[1]

[1]Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, РФ

[2]Московский государственный университет, Москва, Россия

strakhovo2018@gmail.com

Сплавы с памятью формы системы Ti-Zr-Nb являются перспективными материалами для изготовления персонализированных имплантатов методами аддитивных технологий. Одной из актуальных проблем является получение комплекса свойств, сочетающего высокую прочность и нелинейное сверхупругое поведение, близкое к поведению костной ткани. Для решения этой проблемы часто прибегают к старению, приводящему в образования изотермических фаз, однако это часто приводит к деградации функциональных свойств. В ряде работ было показано, что легирование оловом и переход к сплавам системы Ti-Zr-Nb-Sn приводит к благоприятному влиянию старения на функциональные свойства. Однако, данные исследования носят бессистемный характер, и не отвечают на многие вопросы. В частности, отсутствуют закономерности влияния легирования оловом, исходной структуры и скоростных условий выхода в интервал старения на температуры изотермических фазовых превращений. Для ответа на эти вопросы были выполнены исследования на сплавах с памятью формы Ti-18Zr-15Nb и Ti-18Zr-13Nb-2Sn (ат. %). Данные сплавы были подвергнуты термомеханической обработке, включающей холодную прокатку (e = 0,3) с последеформационным отжигом для формирования рекристаллизованной структуры, и достижения в сплавах наилучшей сверхупругости. Экспериментальный поиск температурных интервалов изотермических фазовых превращений и их скоростной зависимости был осуществлён методами дилатометрии (со скоростями 2,5 и 5 °C/мин) и дифференциально-сканирующей калориметрией (со скоростями нагрева-охлаждения 10 и 20 °C/мин) в диапазоне температур от 25 до 650 °C. Для идентификации превращений был проведен рентгеновский дифракционный анализ. Теоретическое моделирование температурных интервалов изотермических фазовых превращений было выполнено в программном обеспечении Thermo-Calc. Показано влияние легирования оловом на изменение температур изотермических фазовых превращений. Установлена скоростная зависимость экспериментально обнаруженных температурных интервалов изотермических фазовых превращений, а также их зависимость от направления прохождения через интервал превращения (нагрев или охлаждение) в сплавах с памятью формы систем Ti-Zr-Nb и Ti-Zr-Nb-Sn. Результаты моделирования показали отсутствие изотермической ω-фазы в исследуемых сплавах, что указывает на существование дополнительного сильного энергетического стимула для ее образования, природа которого требует отдельного изучения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00871, https://rscf.ru/project/25-19-00871/.

ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО НАГРЕВА ПРИ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИИ НА СВЕРХУПРУГОСТЬ В ЛИТОМ СПЛАВЕ $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{39.8}Cu_{10}$

М.Е.Трофимова[1], И.В.Поникарова[1], С.П.Беляев[1], Н.Н.Реснина[1], А.И.Базлов[1,2]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия

[2]Национальный исследовательский технологический институт «МИСИС», г. Москва, Россия

trofimovame852@gmail.com

Известно, что в эквиатомных сплавах на основе никелида титана в высокотемпературном состоянии эффект сверхупругости не наблюдается. Это объясняют тем, что под напряжением наводится мартенсит, который не исчезает при разгрузке, а может быть переведен в аустенит только нагревом. После такого нагревания могут измениться механические свойства сплава, что может повлиять на проявление сверхупругости в следующем цикле. Целью работы было исследовать влияние промежуточного нагрева при механоциклировании на эффект сверхупругости в литом сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{39.8}Cu_{10}$ с памятью формы.

Сплав получали электро-дуговой плавкой в атмосфере аргона. При охлаждении и нагревании, сплав испытывает термоупругое мартенситное превращение B2 ↔ B19’ при температурах M_s=55ºC, M_f=5ºC, A_s=38ºC, A_f = 99ºC. Образцы сплава механоциклировали в режиме растяжения до деформаций 3, 5 или 6 % при температуре 105ºC, при которой образцы находились в аустенитном состоянии без промежуточного нагрева или с промежуточным нагревом после первого цикла. Установлено, что при механоциклировании без промежуточного нагрева эффект сверхупругости не наблюдается. При механоциклировании с промежуточным нагревом после 1 цикла при нагреве наблюдается возврат деформации, обусловленный тем, что мартенсит, наведенный при нагрузке, переходит обратно в аустенитную фазу. При дальнейшем механоциклировании наблюдается сверхупругий возврат деформации и, начиная с 10 цикла, сплав демонстрирует идеальную сверхупругость.

После 1, 10 и 100 циклов образцы вынимали из захватов, вырезали из середины рабочей части образцы, которые термоциклировали в дифференциальном сканирующем калориметре через интервал температур мартенситного превращения. Установлено, что механоциклирование без промежуточного нагрева уменьшает температуры переходов после 1 цикла, далее они слабо меняются. При механоциклировании с промежуточным нагревом после первого цикла, температуры изменяются немонотонно: сначала уменьшаются к 10 циклу, а потом увеличиваются к 100 циклу, происходит расширение температурного интервала прямого перехода, что свидетельствует об увеличении упругой энергии.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 23-19-00280.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $Ti_{40}Hf_{2,5}Zr_{7,5}Ni_{40}Co_5Cu_5$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

А.М. Иванов[1], Н.А. Турицын [1], С.П. Беляев[1], Н.Н. Реснина[1], А.И. Базлов[1,2]
[1]Санкт-Петербургский Государственный Университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]НИТУ МИСиС, г. Москва, Россия
derp3228@mail.ru

Целью данной работы явилось исследование влияние температуры деформирования на механические свойства среднеэнтропийного сплава $Ti_{40}Hf_{2,5}Zr_{7,5}Ni_{40}Co_5Cu_5$. Слитки сплава были получены методом электроннолучевой плавки. Изменение электросопротивления при охлаждении и нагревании показало, что данный сплав испытывает B2 ↔ B19’ мартенситное превращение при температурах $M_н$ = -90ºC, $M_к$ = -125 ºC, $A_н$ = -65ºC, $A_к$ = 31ºC. Из слитков вырезали плоские образцы, ширина, толщина и длина рабочей части которых составляли 1, 0.8 и 7 мм. Для исследования влияния температуры деформирования на механические свойства, образцы деформировали до разрыва с промежуточными разгрузками при температурах от -100ºC до 100ºC.

Полученные результаты показали, что при деформировании сплава $Ti_{40}Hf_{2,5}Zr_{7,5}Ni_{40}Co_5Cu_5$ при температуре -100 ºC (ниже $M_н$) наблюдали плато переориентации мартенсита с последующей пластической деформацией мартенситной фазы. При деформировании в области температур от -50 ºC до 60 ºC в материале наводится мартенситная фаза, которая частично восстанавливается при разгрузке. При температуре 100 ºC материал деформируется пластически и разрушается при напряжении 1000 МПа и деформации 5,4 %.

По полученным диаграммам деформирования определяли напряжение $\sigma_{0.2}$, предел прочности, деформацию до разрушения и фазовую деформацию (восстановленную нелинейно при разгрузке). Обнаружено, что зависимость напряжения $\sigma_{0.2}$ от температуры деформирования является линейной и коэффициент dσ/dT равен 3,7 МПа/ºC. В связи с широким гистерезисом мартенситного превращения (120 °C) сплав не проявляет идеальной псевдоупругости. Фазовая деформация зависит от температуры деформирования немонотонно: при –100°C она отсутствует, затем с повышением температуры возрастает, достигая максимума 1,8 % при 0 °C. При дальнейшем увеличении температуры деформирования до 100°C фазовая деформация постепенно снижается до нуля.

При росте температуры деформирования от –100°C до 40°C предел прочности сохраняется на уровне 750 МПа, а при дальнейшем повышении температуры от 40°C до 100°C линейно возрастает до 1000 МПа. Деформация до разрушения изменяется немонотонно: при увеличении температуры от –100°C до –50°C она возрастает от 9,4 % до максимального значения 17,5 %, при росте температуры от –50°C до 100°C монотонно снижается до минимального значения 5,4 %.

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

БИЛИАРНЫЕ СТЕНТЫ НА ОСНОВЕ TiNi СПЛАВА

А.Н. Ужекина[1], Ю.Н. Орловский[2], В.В. Рубаник мл.[1], В.В. Рубаник[1]
[1]Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
[2]УЗ «Городская клиническая больница скорой медицинской помощи г. Минска»,
г. Минск, Беларусь
uzhekinaa@mail.ru

Для неоперабельных пациентов с распространенным опухолевым процессом или тяжелой сопутствующей патологией, приводящей к механической желтухе, необходимы эффективные паллиативные методы декомпрессии билиарного тракта как альтернатива высоко рискованному хирургическому лечению. При данной патологии, вызываемой опухолями головки поджелудочной железы, желчных протоков, опухолями печени эти вмешательства в большинстве случаев являются единственной реальной помощью пациентам. Стентирование восстанавливает отток желчи, снимая желтуху и улучшая состояние пациента.

Имплантаты представляют собой изделия ответственного назначения, поскольку функционируют в условиях живого организма и должны обладать высоким уровнем механических свойств и эксплуатационных характеристик, в том числе: прочностью (особенно актуально для жестких условий эксплуатации при циклических нагрузках); эластичностью (необходимость упругой деформации при высоких нагрузках); коррозионной стойкостью в биологической среде живого организма (необходимость предотвращения высвобождения ионов металлов с последующей миграцией к различным органам); биосовместимостью (устойчивостью к аллергическим реакциям при контакте с живыми тканями).

Билиарные стенты из TiNi сплава, могут упруго деформироваться для введения в узкий канал доставки, а после освобождения, из системы доставки обеспечивают надежное раскрытие и радиальную фиксацию в просвете желчных протоков. Стент представляет собой самораскрывающуюся трубчатую сетчатую структуру, образованную переплетением многозаходных винтовых спиралей с противоположным направлением навивки. Такая технология плетения на оправке с последующей термофиксацией обеспечивает гибкость, продольную адаптивность и стабильность диаметра под действием радиальных нагрузок.

В ИТА НАН Беларуси предложена новая конструкция билиарного стента – J-образный билиарный стент. Особенностью является его анатомически ориентированная форма, повторяющая конфигурацию дистальных отделов желчевыводящих путей. Изогнутая проксимальная часть предназначена для надежного позиционирования в области дуоденального сосочка и изгибов протока, предотвращая миграцию и обеспечивая корректный отток желчи.

Процесс производства включает многоступенчатую термическую обработку для придания пластичности проволоке перед плетением, фиксации цилиндрической формы стента на оправке, придания чашеобразных или иных специальных окончаний (в том числе J-образной формы), что исключает наличие острых краев и снижает риск травматизации стенок протока.

МАГНИТОРЕЗИСТИВНОСТЬ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ГРАФИТА

А.А. Утоплов, А.О. Летовальцев, А.Г. Рудская,
Li Zhengyou, Ю.В. Кабиров
Южный федеральный университет, г. Ростов-на-Дону, Россия
an.ut1@yandex.ru

Неупорядоченные материалы, содержащие графит в той или иной модификации, являются востребованными на практике и интересными в научном плане в силу разнообразия их физических свойств. Одним из таких свойств является положительная магниторезистивность поликристаллического графита, то есть увеличение электрического сопротивления в постоянном магнитном поле. Магниторезистивность условно чистого графита обычно составляет не более 6 % в полях средней напряженности до 15 кЭ при комнатной температуре. При использовании ферромагнитных добавок в пределах 10-15 % массовых многие исследователи наблюдают увеличение магниторезистивности до 10-15 %. Физической причиной такого увеличения обычно считают воздействие сил Лоренца в поперечных магнитном и электрическом полях. Второй причиной может являться эффект квантовой интерференции носителей заряда, описанный А.А. Абрикосовым. Однако полной ясности в этом вопросе нет. Цель нашей работы состоит в изучении физического механизма увеличения положительной магниторезистивности графитовых материалов при наполнении их металлами и иными соединениями. Использован хорошо окристаллизованный графит типа ГЛ-1 с пространственной группой симметрии P63/mmc и параметрами a=b=2,4158 **Å**, c=6,5960 **Å**. В качестве второго компонента – дисперсные порошки металлов Cu, Al, Zn, Ag, Ti со средним размером частиц около 50 мкм, а также оксиды TiO_2, Al_2O_3, SnO_2, $BaTiO_3$, пирофосфат лития $Li_4P_2O_7$, кобальтит лития $LiCoO_2$ и другие соединения. После гомогенизации смеси композиты компактировались под давлением 350 МПа. При этом рентгеновская дифракция свидетельствует о значительной текстуре композитов. Электроды нанесены с помощью реакции восстановления серебра из $AgNO_3$. Измерения выполнены двухэлектродным методом при ориентации тока вдоль внешнего постоянного магнитного поля, что соответствует направлению вдоль оси «c» гексагональной структуры графита. Максимальные величины магниторезистивности достигаются при соотношении компонентов 80-90%C/10-20% Me, где Me – металл, и имеют порядок 16-20 %.

Наши эксперименты показали, что образцы с измельченным, переработанным графитом не обладают положительной магниторезистивностью, в отличие от ситуации с крупнокристаллическим графитом. Вероятно, этот факт связан с тем, что диамагнитные свойства графита сильно зависят от размера частиц. Малые частицы, размером областей совершенства менее 200 Å, имеют диамагнитные свойства на порядок меньшие, чем использованные в эксперименте размером до 200 мкм, что также подтверждено в нашей работе. При движении носителей заряда в магнитном поле преимущество получают носители с ориентацией магнитного момента против поля. Полученные результаты позволяют предположить, что магниторезистивность в подобных системах определяется диамагнитными свойствами графитовой матрицы при неизбежном влиянии границ раздела компонентов.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РКУП-КОНФОРМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРАСТВОРИМОГО ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn-0.8Li

А.Р. Хасанова, О.Б. Кулясова
Уфимский государственный университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
xasanova-0303@mail.ru

Создание биосовместимых материалов для медицинских нужд, которые не только отвечают конкретным физико-механическим требованиям, но и не оказывают токсичное воздействие на человека, является одним из главных современных научных исследований. В последнее время внимание медицинской отрасли все чаще привлекают сплавы на основе цинка, что объясняется их биоразлагаемостью, а также участием цинка в различных биологических процессах.

Особый интерес представляет система Zn-Li, поскольку чистый цинк обладает недостаточной для использования в медицине прочностью, а легирование безопасным для организма человека литием, как показывают последние научные изыскания, демонстрирует выраженный упрочняющий эффект, достигаемый за счет формирования интерметаллида $LiZn_4$. Известно также, что измельчение зернистой структуры способствует повышению прочности материалов, что достигается методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Учитывая вышесказанное, настоящая работа фокусируется на исследовании потенциала улучшения механических свойств биорастворимого сплава Zn-0,8Li (вес. %), предварительно деформированного горячей прокаткой, посредством измельчения его структуры методом равноканального углового прессования по схеме Конформ (РКУП-Конформ).

В результате проделанной работы было обнаружено, что после деформационной обработки методом РКУП-Конформ в продольном сечении наблюдается структура, которая характеризуется рекордным сочетанием значений прочностных характеристик (предел текучести и предел прочности составили 580 и 520 МПа, соответственно) и пластичностью 43 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-43-00154). Исследовательская часть работы проводилась с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» (Уфимский университет науки и технологий).

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ КАНТОРА МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Н.А. Хайбулина, Р.К. Нафиков, А.В. Ганеев, Р.З. Валиев
Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
nkhaibulinaw@yandex.ru

Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры широко используется для создания прочных и пластичных материалов. УМЗ структуры обладают низко- и высокотемпературной сверхпластичностью. Свойства высокоэнтропийного сплава FeCoCrNiMn, легированного атомами азота, подвергнутого деформации для формирования УМЗ структуры, изучены не в полном объеме. Сплав является труднодеформируемым из-за высокой энтропии смешения элементов сплава. Легирование атомами азота благоприятно сказывается на проведение деформационных обработок из-за выделения азота из твердого раствора и уменьшение параметра кристаллической решетки. Особое внимание уделили изучению сплава, подвергнутого кручению под высоким давлением (КВД) при 20°С и 300°С. Формированию структуры с помощью равноканального углового прессования (РКУП) посвящено малое количество работ из-за растрескивания материала при обработке.

В данной работе исследован высокоэнтропийный сплав легированный атомами азота, подвергнутый РКУП по режиму: 4 прохода при температуре 400°С. Результаты проведенных исследований сравнивали с результатами после КВД при 20°С и 300°С. Существенным отличием РКУП от КВД является повышение пластичности, что связано с появлением полос деформации, а высокая плотность дислокаций способствует повышенным прочностным свойствам сплава, так как при температурах 400-500°С реализуются процессы восстановления и частичного упрочнения без перехода к интенсивной рекристаллизации и распаду твердого раствора, которые могут привести к потери прочности.

В данной работе исследовано влияние на УМЗ структуры на прочностные и пластичные свойства после проведения РКУП. Выявлено, прочность после РКУП уменьшается до 1320 МПа по сравнению с КВД при 20°С (1855 МПа) и КВД при 300°С (1490 МПа), а пластичность достигает 13% после РКУП, при КВД при 300°С пластичность достигла 6%. Микротвердость после РКУП достигает 430 МПа. Микроструктурный анализ показал наличие полос деформации шириной 70-100 нм, а так небольшие нитриды размером 15 нм.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №22-19-00445-П. Авторы выражают благодарность сотрудникам Центра коллективного пользования научного оборудования «Нанотех» Уфимского университета науки и технологий за помощь в проведении экспериментов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ДЕФЕКТОВ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ СЖАТИИ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Е.А. Чеботарева, Д.С. Лобанов
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь
cem.chebotareva@mail.ru

В современной промышленности неуклонно растёт роль полимерных композиционных материалов, в том числе в высокотехнологичных отраслях, где важны данные о надёжности и долговечности материалов и конструкций. Сложность анализа механизмов разрушения ПКМ и последующего проектирования изделий из них обусловлена их анизотропной структурой. При этом экспериментальные исследования показывают, что наличие поверхностных дефектов существенно снижает прочностные характеристики композитов, поэтому требуется комплексный подход к изучению влияния наружных дефектов на механические свойства материалов. Для анализа поведения материала под нагрузкой современная экспериментальная механика активно применяет методы неразрушающего контроля. В частности, метод акустической эмиссии даёт возможность оценивать повреждения материала непосредственно в процессе нагружения. Актуальность испытаний на сжатие обусловлена тем, что в реальных условиях эксплуатации полимерные композиционные материалы зачастую подвергаются именно сжимающим нагрузкам. Кроме того, результаты испытаний на сжатие служат основой для верификации расчётных моделей и методик проектирования, обеспечивая безопасность и надёжность изделий из композитов.

В работе были проведены исследования влияния эксплуатационных дефектов на механические свойства полимерных композитов. Предварительно на образцы были нанесены внешние повреждения различных видов, а далее проведены механические испытание на квазистатическое сжатие. В качестве основных внешних эксплуатационных дефектов для исследований были выбраны – дефекты вмятина и царапина поверхностного слоя. В исследованиях были испытаны образцы из слоистого стеклотекстолита, вырезанные в двух направлениях: по основе и по утку на универсальной электромеханической системе Instron 5982 (100кН).

В процессе испытания производилась регистрация сигналов акустической эмиссии с использованием системы AMSY-6 Vallen System с использованием широкополосного датчика AE144A с диапазоном частот 100-500 кГц. Затем был проведен параметрический анализ полученных данных. В качестве информативных параметров рассматривались пиковые амплитуды и частоты сигналов, время нарастания, длительность и энергетический параметр сигналов АЭ. Были применены несколько подходов по интерпретации сигналов акустической эмиссии и выявлена связь между процессом разрушения материала и характеристиками сигнала АЭ.

Таким образом, было оценено влияние внешних дефектов различных видов и величины на механические свойства материала при сжимающих нагрузках и связь механизмов разрушения с сигналами акустической эмиссии.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00188.

ИЗМЕНЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ОБРАТИМОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВА $Ni_{49,8}$ $Ti_{50,2}$ ПРИ ТЕРМО ЦИКЛИРОВАНИИ

И.З. Шарипов
Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
ilgizsh@mail.ru

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) системы Ni-Ti нашли применение для изготовления исполнительных и функциональных устройств в технике, в медицине и др. В этих устройствах используют однократный ЭПФ. Применение многократного или обратимого ЭПФ ограничивается тем, что он нестабилен при термическом циклировании, и последующим снижением его функциональных характеристик или разрушением материала образца через некоторое число циклов.

Примером изменения свойств материала при термическом циклировании является «эффект тренировки» образца. Так в прокатанном образце сплава $Ni_{49,8}$ $Ti_{50,2}$ при многократном прохождении фазового перехода величина ЭПФ возрастает в 8-10 раз. Такое изменение обусловлено изменениями, происходящими в структуре материала. Исследования микроструктуры материала указывают на взаимосвязь дилатации с текстурой сплава $Ni_{49,8}$ $Ti_{50,2}$, которая при термоциклировании становится всё более выраженной. При увеличении количества циклов структурные изменения накапливаются и в конце концов приводят к разрушению образца. В связи с этим, обеспечение достаточной стабильности структуры материала и соответственно ресурса работы механизмов на его основе является актуальным вопросом.

При фазовом переходе происходит рост мартенситных зерен, что приводит к деформация приграничных с ними областей, вследствие чего возрастает плотность дислокаций в кристаллах и происходит их перераспределение. Многократное циклировании приводит к постепенному накопление деформации, и при достижении его критических значений, происходит разрушение материала.

Для увеличения ресурса работы исполнительных механизмов на основе ЭПФ можно предложить два подхода: 1) уменьшить величину деформации соседних областей материала при росте мартенситных зерен при фазовом переходе; 2) снизить величину накопленной деформации и внутренние напряжения отжигом или отпуском.

Первый подход был опробован уменьшением размера зерен. Образцы сплава $Ni_{49,8}$ $Ti_{50,2}$ обрабатывали прокаткой при различных температурах в диапазоне 470-870 К. При низких температурах прокатки формируется мелкозернистая структура, при повышении температуры прокатки – структура укрупняется. Как показали измерения, конечная величина ЭПФ исследуемых образцов после 40 термических циклов составляла около ~1%. Однако, в крупнозернистом материале в процессе циклирования величина ЭПФ меняется, возрастая 6-8 раз от первоначального значения. В то время как мелкозернистая структура показывает хорошую стабильность, и величина ЭПФ практически не изменяется по величине.

Второй также может быть использован, т.к. отжиг или отпуск позволяет снизить внутренние напряжения и снизить плотность дислокаций, однако при этом снижается и величина ЭПФ. Выбором режима термообработки можно получить оптимальное сочетание свойств материала.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ В ПРОЦЕССЕ И ПОСЛЕ РКУП НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Mg-8,6Zn-1,2Zr

М.А. Шишкунова[1,2], Д.А. Аксенов[1,2], Р.Н. Асфандияров[1,2], А.Г. Рааб[2,3], Е.В. Парфенов[1]

[1]Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия
[2]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия
[3]Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Россия
shishkunomashaa@gmail.com

Магниевые сплавы, обладающие биосовместимостью и способностью к растворению в человеческой среде, представляют собой перспективный класс материалов для разработки биорезорбируемых имплантатов. Однако недостаточные механические свойства и коррозионная стойкость ограничивают их внедрение. Для решения этих проблем необходимы такие методы обработки, которые способны улучшить свойства магниевых сплавов, например, методы интенсивной пластической деформации, которые позволяют существенно измельчать зеренную структуру. И одним из таких методов является равноканальное угловое прессование (РКУП). Однако при обработке магниевых сплавов методом РКУП возникают определенные сложности: из-за их низкой пластичности процесс деформации приходится осуществлять при относительно высоких температурах. Повышению коррозионной стойкости способствует постдеформационная ультразвуковая (УЗ) обработка, приводящая к некоторой релаксации напряжений в структуре. Известно, что релаксации структуры способствует и ультразвуковое воздействие на объем металла, которое эффективно воздействует на дислокационную структуру, что приводит к изменению структурных характеристик и свойств.

Таким образом, целью работы стало установление влияния УЗ-обработки в процессе и после РКУП на структуру и свойства сплава Mg –8,6Zn–1,2Zr.

В качестве исходного было принято состояние сплава после отжига при 420°C в течении 48 часов. Результаты показали, что один цикл РКУП повышает прочность сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr на 10% до 330±5 МПа, но увеличивает скорость коррозии в растворе Рингера. УЗ-обработка приводит к релаксации структуры, увеличивая долю малоугловых границ, следовательно, улучшается пластичность и коррозионная стойкость (8,2±0,4 мм/год, что характерно для отожжённого состояния) материала, при этом сохраняются высокие значения прочности.

РКУП с ультразвуком позволяет получить более однородную измельченную структуру в сплаве Mg-8,6Zn-1,2Zr, чем деформация без ультразвукового воздействия. Установлено, что при рассмотренных температурах деформации (300°C и 400°C) приложенное УЗ-воздействие ведет к уменьшению среднего размера зерна. При этом для состояний после РКУП с УЗ характерно высокое значение относительного удлинения (более 15%). Коррозионные испытания показали, что минимальное значение скорости коррозии (3,5 мм/год) было достигнуто при РКУП с УЗ в обоих случаях, что в 2 раза меньше, чем для отожженного состояния данного сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект № 22-79-10325-П).

О ДИФФУЗИИ УГЛЕРОДА И ДЕФОРМАЦИИ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ РЕЕЧНОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ

Ю.С. Нечаев[1], Н.А. Шурыгина[2], В.П. Филиппова[1]
[1]ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, РФ
[2]РТУ МИРЭА, г. Москва, РФ
shnadya@yandex.ru

Посредством анализа ряда экспериментальных данных для среднеуглеродистых сталей и сплава Fe-0,85 ат.% C показано, что при реечном мартенситном превращении (МП), при закалке из аустенитного состояния в ледяную ванну, имеет место аномально быстрое диффузионное перераспределение атомов углерода из твердого раствора в атмосферы на дислокациях, происходящее, главным образом, при мартенситном сдвиге по ширине реек, вызывающем высокоскоростную деформацию реек ($\dot{\varepsilon} \approx 10^5$ с$^{-1}$) и образование в них высокой плотности дислокаций ($\rho \approx 6 \cdot 10^{11}$ см$^{-2}$).

Впервые определен коэффициент диффузии углерода в решетке реечного мартенсита при МП в интервале температур начала (*Тн)* и конца (*Тк)* превращения ($D \approx 10^{-3}$ см^2 с$^{-1}$), что на 6–7 порядков превышает известные значения коэффициента диффузии углерода в решетке феррита при температурах *(Тн–Тк)*, т.е. при МП имеет место аномально быстрая диффузия углерода, очевидно, обусловленная высокоскоростной деформацией реек ($\dot{\varepsilon} \approx 10^5$ с$^{-1}$) при мартенситном сдвиге.

Показано, что перераспределение атомов углерода при изотермической выдержке закаленного сплава при 293 K происходит с «нормальным» коэффициентом диффузии ($D \approx 2 \cdot 10^{-17}$ см^{2}с$^{-1}$), близким к известному значению коэффициента диффузии углерода в решетке феррита при комнатной температуре.

Показано, что твердый раствор углерода в решетке реечного мартенсита при МП (при температурах *(Тн–Тк)*) может содержать ~0,75 ат.% C и являться формально пересыщенным (на несколько порядков) по отношению к выпадению цементита (если не учитывать напряженное состояние раствора). Напряженный раствор находится в равновесии при *(Тн–Тк)* с весьма «слабыми» атмосферами (в отношении закрепления дислокаций); число атомов углерода в расчете на дислокацию атомной длины здесь на порядок ниже по сравнению с «сильными» Коттрелловскими атмосферами в сплаве при 293 K (n=21±1), находящимися в равновесии с напряженным раствором с концентрацией 0,17 ат.% C.

Показана целесообразность использования полученных в настоящей работе результатов для интерпретации известных данных о растворении цементита и диффузионном перераспределении освободившегося таким образом углерода в Коттрелловские атмосферы на дислокациях в деформируемых (при комнатной температуре) перлитных сталях, а также для интерпретации известных данных о предотвращении замедленного хрупкого разрушении реечного мартенсита в закаленных из аустенитного состояния и выдержанных при комнатной температуре низко- и среднеуглеродистых сталях посредством отпуска при температурах ~*(Тн–Тк)*.

ВНУТРИМАТОЧНЫЕ КОНТРАЦЕПТИВЫ НА ОСНОВЕ TiNi СПЛАВОВ

В.Г. Дородейко[1], А.Н. Ужекина[2], В.В. Рубаник мл.[2], В.В. Рубаник[2]
[1]ЗАО «Медицинское предприятие «Симург», г. Витебск, Беларусь
[2]Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь
v.v.rubanik@tut.by

Внутриматочное противозачаточное устройство выполнено в виде пространственной конструкции из TiNi проволоки соответствующей системе IUB™ Ballerine. Оно состоит из 17 медных шариков, образующих два круга, расположенных под углом 90, в результате чего получается анатомически соответствующая сфера диаметром 15 мм. Шарики с площадью медной поверхности ~300 мм^2 нанизаны на упругую никель-титановую проволоку с полимерным покрытием, к концу которой прикреплена двусторонняя мононить для удаления моноламента. Устройство заправляется в прямолинейной форме во вводную трубку диаметром 3,2 мм (устройство доставки). После введения трубки в полость матки с помощью толкателя устройство разворачивается, после чего ретроградно скручивается в сферическую форму, состоящую из четырех перпендикулярных полукруглых долей, образуя анатомически податливую сферу диаметром 15 мм.

Для задания проволочной конструкции из TiNi (контрацептиву) сферической формы разработана и изготовлена специальная оправка в виде шара, на поверхности которого нанесены две дорожки, пересекающиеся на полюсах, т.е оправка позволяет изготовить устройство в виде пространственной сферы. Оптимальный режим термообработки для задания формы и сверхупругих свойств: 530 ºС, 20 мин. Температура окончания обратного мартенситного превращения $A_к$ составляет 18 ºС, т.е. при температуре тела устройство находится в аустенитном состоянии и проявляет сверхэластичность. Концентрация выхода никеля после двух месяцев выдержки в 0,9%-м растворе NaCl не превышает допустимый порог миграции 0,02 мг/л, что подтверждает биосовместимость сплава.

Полученные экспериментальные данные о влиянии температуры отжига на сверхупругое поведение сплава Ti-50,8 ат.% Ni, созданная оснастка и изготовленный с помощью нее дилататор цервикального канала с памятью формы в виде пространственной конструкции из TiNi проволоки, а также данные о выходе никеля в биосреду стали основой для разработки технологии изготовления внутриматочного противозачаточного устройства из TiNi, обладающего высокими сверхупругими свойствами в сочетании с требуемым уровнем развиваемых усилий и биосовместимостью.

Технология изготовления внутриматочных контрацептивов из материала с эффектом памяти формы разработана совместно с ИТА НАН Беларуси и внедрена в производство на ЗАО «Медицинское предприятие Симург».

Содержание

	Стр.
ИНФОРМАЦИЯ ПАРТНЕРОВ ООО NEWTONS	3
Р.З. Валиев, Э.И. Усманов, Р.Р. Валиев ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА И МЕХАНИЗМЫ ОСОБО ПРОЧНЫХ СОСТОЯНИЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ	4
В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА НЕУПРУГИЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	5
А.С. Макаров, Н.П. Кобелев, В.А. Хоник ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭНТРОПИЙНЫХ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ ДЛЯ АНАЛИЗА СТРУКТУРНОЙ УПОРЯДОЧЕННОСТИ, СКЛОННОСТИ К РЕЛАКСАЦИИ И СТЕКЛООБРАЗУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКОЛ И ИХ РАСПЛАВОВ	6
В.Э. Вильдеман МЕХАНИКА ЗАКРИТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И НЕЛОКАЛЬНАЯ ТЕОРИЯ ПРОЧНОСТИ	7
Н.А. Еникеев, А.А. Рыжкин, А.В. Капустин, С.А. Гатина, К.М. Новрузов, Н.Ю. Анисимова, Д.В. Гаранин, Е.А. Корнюшенков, М.В. Киселевский РЕШЁТЧАТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ 3D-ПЕЧАТЬЮ, ДЛЯ БИОАКТИВНЫХ ИМПЛАНТАТОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ОНКООРТОПЕДИИ	8
А.А. Дмитриевский, Б.А. Кульницкий, Н.Ю. Ефремова, П.Н. Овчинников, М.А. Желтов, В.В. Родаев, Н.А. Ланюгов, К.С. Дунаев, А.А. Нефедова ФОРМИРОВАНИЕ КРЕМНИЕВЫХ НАНОСЛОЕВ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН ZrO_2 КАК СПОСОБ ПРЕПЯТСТВИЯ ЗАРОЖДЕНИЮ ТРЕЩИН В ATZ КЕРАМИКАХ	9
Р.В. Сундеев, А.В. Шалимова, А.М. Глезер, С.О. Рогачев, В.Е. Баженов ВЛИЯНИЕ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ	10
Л. Б. Зуев АКСИОМАТИЧЕСКОЕ ПОСТРОЕНИЕ АВТОВОЛНОВОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ	11
А.Л. Колесникова, Nguyen Van Tuyen, М.Ю. Гуткин, А.Е. Романов УПРУГИЕ МОДЕЛИ ГИБРИДНЫХ НАНОПРОВОЛОК С КВАНТОВЫМИ ДИСКАМИ И КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ	12
В.В. Рубаник ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ РАВНОКАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	13

Е.Г. Астафурова, Д. Астапов, С.В. Астафуров, Л.В. Данилова, А.В. Лучин ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ СПЛАВЕ $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$	14
А.А. Левагина, С.В. Коновалов, Е.В. Арышенский, К. А. Малкин ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВОВ АЛТЭК С ДОБАВКОЙ МАГНИЯ (0,2-1,5%).	15
Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко СВЯЗЬ СТРУКТУР МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК-МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С СУБСТРУКТУРАМИ НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРИМЕРЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni, Ni_3Ge, Ni_3Fe и Cu-Al	16
В.А. Шереметьев, В.Д. Лезин, К.Е. Лукашевич, А.И. Творогов, Н.Ф. Востриков МАКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	17
Б.А. Ярцев, Л.В. Паршина МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АУКСЕТИЧНЫХ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ	18
А.А. Зисман, Н.Ю. Золоторевский, Э.А. Ушанова, С.Н. Петров НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ АНАЛИЗА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ С ПОМОЩЬЮ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНО РАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ	19
Е.Ю. Панченко, А.И. Тагильцев, Е.Е. Тимофеева, Ю.И. Чумляков ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ КРИТИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА В ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ NiTi(Hf, Pd, Nb)	20
В.М. Мишин, Д.В. Щитов ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩЕЙ МАРТЕНСИТ	21
А.И. Тюрин, А.А. Самодуров, В.В. Коренков, В.А. Тюрин, М.А. Юнак, А.В. Руссу, В.А. Шамаев МУЛЬТИМАСШТАБНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДРЕВЕСИНЫ НА УРОВНЕ ОТ НАНО- ДО МАКРО-, ОСУЩЕСТВЛЯЕМЫЕ МЕТОДАМИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ И СКРЕТЧ-ТЕСТА	22
Н.С. Селютина, А.Р. Арутюнян ВЫЯВЛЕНИЕ СТАБИЛЬНОГО РЕЖИМА РАБОТЫ СТАЛИ 20 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	23
Е.С. Мишунина, Е.И. Ноздрачева, Н.Ю. Юрченко СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ХРОМА	24

О.А. Староверов, В.Э. Вильдеман, А.И. Мугатаров, А.В. Сивцева ЗАКОНОМЕРНОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ДВУХОСНЫХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	25
Е.П. Рыклина, К.А. Полякова, С.Р. Мурыгин, В.С. Комаров, А.С. Конопацкий, В.А. Андреев, П.А. Пискунова СТРУКТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В СТАРЕЮЩЕМ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ	26
С.В. Астафуров, Г.Г. Майер, Е.А. Загибалова, Л.В. Данилова, А.В. Лучин, А.С. Нифонтов ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeMnNi	27
М.В. Нарыкова, В.И. Бетехтин, Б.К. Кардашев, Ю.Р. Колобов, А.Г. Кадомцев ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МОДУЛЯ ЮНГА И МИКРОПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ	28
Л.С. Метлов, М.М. Гордей ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЯВЛЕНИЯ ЧАСТИЧНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ПОРЯДКА В СПЛАВЕ Fe_3Al В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	29
С.М. Дубинский, О.В. Страхов, А.П. Баранова, Р.В. Сундеев, А.А. Велигжанин, Е.В. Храмов, Н.А. Колышкин, С.Д. Прокошкин ПЕРВИЧНАЯ ПРОВЕРКА ГИПОТЕЗЫ О СУЩЕСТВОВАНИИ КВАЗИ-ОЦК МЕТОДАМИ СРАВНИТЕЛЬНОГО EXAFS ЭКСПЕРИМЕНТА	30
И.Ю. Литовченко, С.А. Аккузин, Н.А. Полехина, В.В. Осипова, А.В. Ким, К.В. Спиридонова, П. Пахолкина, И.С. Тимошов, В.М. Чернов ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ СТАРЕНИЯ	31
А.С. Горнакова, Н.С. Афоникова, Б.Б. Страумал, А.Н. Некрасов, А.И. Тюрин, Г.С. Давдян ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА И КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ti-Fe	32
К.О. Базалеева, Ю.Ю. Понкратова, Д.Н. Хмеленин, И.И. Бинков, К.А. Николаев ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ Al-Ce-Fe-Ni-Zr СПЛАВА, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЛП	33

В.С. Соколовский ВЛИЯНИЕ ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В ХОДЕ ЯЧЕИСТОЙ РЕАКЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА	34
Е.В. Феклистова, В.Э. Вильдеман, А.И. Мугатаров ОСОБЕННОСТИ АЛГОРИТМИЗАЦИИ ЧИСЛЕННЫХ РЕШЕНИЙ КРАЕВЫХ ЗАДАЧ МЕХАНИКИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ ТЕЛ	35
А.В. Ильиных ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ АДДИТИВНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО ПО ТЕХНОЛОГИИ ПРОВОЛОЧНОЙ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ	36
С.А. Невский, В.Е. Громов, М.А. Порфирьев, Л.П. Бащенко, Д.Д. Михайлов, П.В. Джемела ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ	37
М.А. Соковиков, М.Ю. Симонов, В.В. Чудинов, В.А. Оборин, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ, КАК КРИТИЧЕСКОГО ЯВЛЕНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННОГО САМООРГАНИЗОВАННЫМ ПОВЕДЕНИЕМ АНСАМБЛЕЙ ДЕФЕКТОВ	38
Н.Ю. Юрченко ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРНОГО ДИЗАЙНА ТУГОПЛАВКИХ КОМПОЗИЦИОННО СЛОЖНЫХ СУПЕРСПЛАВОВ	39
С.А. Гатина, А.И.Гареев, Н.А.Еникеев ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВА TI-6AL-4V, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ	40
Н.С. Мартыненко, Д.Р. Темралиева, Е.А. Лукьянова, О.В. Рыбальченко, Э.И. Чистюхина, Э.Д. Хафизова, В.А. Андреев, С.В. Добаткин ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Mg-1%Zn-0,6%Ca	41
Д.Н. Клепов, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГИБКЕ И ВЫТЯЖКЕ	42
Т.С. Орлова, Д.И. Садыков, Д.А. Кириленко, А.А. Левин ДОСТИЖЕНИЕ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ 77-300 К ДЛЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ Al-5Mg	43
Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных, И.А. Черепанов, В.Е. Брейкина, С.В. Разоренов УДАРНО-ВОЛНОВОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-5Al-5Mo-5V ПРИ НОРМАЛЬНЫХ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	44

Ю.И. Артамонова, Н.О. Ливанова, Г.А. Филиппов ЭКСПРЕСС-МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЛУБИНЫ АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ В ДЛИННОМЕРНЫХ ЗАГОТОВКАХ ИЗ СТАЛИ 38ХН3МА	45
Ю.М. Бойко СТАТИСТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА ФИЗИЧЕСКОГО САМОЗАЛЕЧИВАНИЯ ИНТЕРФЕЙСОВ ПОЛИМЕР–ПОЛИМЕР В УСЛОВИЯХ ОГРАНИЧЕННОЙ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ПОДВИЖНОСТИ	46
В.В. Столяров ОСОБЕННОСТИ КРИВЫХ РАСТЯЖЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В СОПРОВОЖДЕНИИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА	47
Ю.Г. Пронина, Г.М. Шувалов, М.В. Мартынюк, М.Л. Качанов ТРЕЩИНА В ПОЛЕ МИКРОДЕФЕКТОВ: О ПРИМЕНИМОСТИ МОДЕЛИ ГОМОГЕНИЗИРОВАННОЙ СРЕДЫ	48
Э.Д. Хафизова, М.В. Поленок, Р.К. Исламгалиев, Н.С. Мартыненко, Е.А. Лукьянова, О.В. Рыбальченко ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ СЕРЕБРА И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ СПЛАВОВ ZN-AG-CU	49
А.М. Смирнов, Д.К. Наумов, С.А. Красницкий, М.Ю. Гуткин ДИСЛОКАЦИИ НЕСООТВЕТСТВИЯ В КОМПОЗИТНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ С РЕЗКИМИ И РАЗМЫТЫМИ ГРАНИЦАМИ РАЗДЕЛА	50
С.О. Рогачев, Е.А. Наумова, В.А. Андреев ПОЛУЧЕНИЕ БАЛАНСА ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ МЕТОДАМИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	51
А.Э. Федосеева СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ 12% ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА	52
А.И. Базлов, Е.В. Убыйвовк, Э.Н. Занаева, М.С. Пархоменко ВЛИЯНИЕ ЗАМЕНЫ МОЛИБДЕНА НА ВАНАДИЙ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ FE-CO-NI-CR-(MO,V)-B	53
О.К. Камынина, С.Г. Вадченко, Д.В. Прохоров, А.Н. Некрасов ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ	54
М.Р. Газизов, М.Ю. Газизова МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА AL-CU-MG-LI СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ НАГРЕВОВ	55

В.П. Филиппова, А.А. Томчук, Е.Н. Блинова ОБ ИСКАЖЕНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ α-Fe ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	56
К.А. Полякова, Е.П. Рыклина, Е.С. Остропико, В.С. Комаров, В.А. Андреев ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА	57
С.И. Борисов, Е.С. Ткачёв, Р.О. Кайбышев ВЛИЯНИЕ ДВУХСТАДИЙНОЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ (Q&P) ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,25 И 0,33%	58
А.А. Ильин, Ю.Г. Пронина О ЧИСЛЕННОМ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОЙ КОРРОЗИИ	59
Э.И. Усманов, Д.А. Шарафутдинов, Р.Р. Валиев, Ш.П. Синх, Я. Конг, Р.З. Валиев ВКЛАД ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ СЕГРЕГАЦИЙ В СВЕРХПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА GRADE 4	60
В.В. Осипова, Н.А. Полехина, И.Ю. Литовченко ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО СТАРЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК	61
И.С. Бражников, А.Э. Федосеева ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ 12%CR СТАЛИ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	62
Ю.И. Мещеряков, Г.В. Коновалов, Н.И. Жигачева, А.И. Гайков УЧЕТ СТОХАСТИЧНОСТИ В ПРОБЛЕМЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ЭЖЕКЦИИ ЧАСТИЦ	63
Г.И. Рааб, Д.А. Аксенов, А.Г. Рааб, А.М. Барышникова ПРЕИМУЩЕСТВА АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ ТИТАНА GRADE 4 В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ	64
Е.В. Бобрук, И.А.Рамазанов, Вл.В. Астанин ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ МАТРИЧНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИТА В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	65
Д.А. Аксенов, Р.Н. Асфандияров, М.А. Шишкунова, А.Г. Рааб СТРУКТУРА И СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr ПОСЛЕ РКУП С УЛЬТРАЗВУКОМ ВЫСОКОЙ ИНТЕНСИВНОСТИ	66
А. Л. Корженевский УНИВЕРСАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПРЕДЕЛА УПРУГОСТИ (HEL) НОМИНАЛЬНО ЧИСТЫХ И ТЕХНИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ВБЛИЗИ ТОЧЕК ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ	67

Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, Г.А. Мун ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И СЖАТИИ МЕТОДОМ МНОГОУРОВНЕВОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	68
Н.А. Полехина, В.В. Осипова, С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко, К.В. Спиридонова ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	69
Ф.С. Беляев, Д.Ф. Горбаченко, А.Е. Волков, М.Е. Евард ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТРЕНИРОВКИ НА СТАБИЛЬНОСТЬ РАБОТЫ ПРИВОДОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	70
А.Р. Арутюнян ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ	71
С.А. Атрошенко, М.Н. Антонова, Ю.В. Петров АНАЛИЗ ХАРАКТЕРИСТИК МАГНИЕВОГО СПЛАВА ПРИ НАГРУЖЕНИИ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ СКОРОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ	72
И.Ж. Бунин, А.Н. Кочанов О ПРОБЛЕМЕ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ ВНЕШНИХ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	73
Е.С. Родионов, А.Е. Майер, В.В. Погорелко, В.Г. Лупанов, В.С. Красников, М.Р. Газизов, П.Н. Майер ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ МОДЕЛИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ, ТРЕХМЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ	74
С.А. Красницкий, Р.Э. Шевчук, А.М. Смирнов УПРУГАЯ ЭНЕРГИЯ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦАХ ТИПА «ЯДРО-ОБОЛОЧКА»	75
Е.Е. Дамаскинская, В.Л. Гиляров, Д.И. Фролов, Ю.С. Кривоносов, А.В. Бузмаков, В.Е. Асадчиков ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ МИКРОТРЕЩИН НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ РАЗРУШЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ, УСТАНОВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ РЕНТГЕНОВСКОЙ МИКРОТОМОГРАФИИ И МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕТОДОМ ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	76
П.А. Радченко, А.В. Радченко, А.В. Кануткин, В.А. Чанцов ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ МОНОЛИТНЫХ И ДИСКРЕТНЫХ ЗАЩИТНЫХ ЭКРАНОВ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ С КОСМИЧЕСКИМ МУСОРОМ	77

М.С. Стародубова, Ф. С. Беляев, А.Е. Волков, М.Е. Евард МОДЕЛИРОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni	78
В.В. Черкасов, В.С. Комаров, Р.Д. Карелин, И.Ю. Хмелевская, С.Д. Прокошкин ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПО СХЕМАМ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ И МАКРОСДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	79
Т.В. Ребров, А.Е. Волков, Е.А. Вуколов, Ф.С. Беляев ПОДБОР МАТЕРИАЛЬНЫХ КОНСТАНТ МИКРОСТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ПОМОЩИ НЕЙРОСЕТИ	80
Е.И. Ноздрачева, Н.Ю. Юрченко ЛЁГКИЕ КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПРИМЕНЕНИЯ: МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТОЙКОСТЬ К ОКИСЛЕНИЮ	81
И.И. Астахов, М.В. Климова, Д.Н. Клименко, Г.Г. Задыкян, О.Г. Климова-Корсмик, Р.С. Корсмик, Н.Д. Степанов РАЗРАБОТКА НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖС6К, АДАПТИРОВАННЫХ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ	82
В.Л. Гиляров, Е.Е. Дамаскинская ФОРМИРОВАНИЕ МАСШТАБНОЙ ИНВАРИАНТНОСТИ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ И НАПРЯЖЕНИЙ ПЕРЕД РАЗРУШЕНИЕМ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ В МЕТОДЕ ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	83
Д.Л. Вайнштейн, А.И. Ковалев, Е.П. Коновалов ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ ФИНИШНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ	84
А.Е. Медведев, М.Ю. Мурашкин УПРАВЛЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ КОМПОЗИТНЫХ ПРОВОДНИКОВ ТИПА AL-AL ЗА СЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ В НИХ ДОЛИ КОМПОНЕНТОВ	85
А.А. Самодуров, А.И. Тюрин, В.А. Тюрин, А.В. Руссу, В.А. Шамаев СКРЕТЧ-ТЕСТ КАК НОВЫЙ ПОДХОД К ИЗУЧЕНИЮ СТРУКТУРЫ ГОДИЧНЫХ КОЛЕЦ ДРЕВЕСИНЫ ДЛЯ ЗАДАЧ ДЕНДРОХРОНОЛОГИИ И ДЕНДРОКЛИМАТОЛОГИИ	86
Е.Е.Дамскинская, Е.Ю.Нефедьев, Л.О.Стояновский МЕТОД ВЫЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ СВАРКИ НА ОСНОВЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ПО ДАННЫМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	87

В.Г. Саламатов, А.М. Шульпеков ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК MAX-ФАЗ СИСТЕМЫ Ti-Cr-Al-C, АДАПТИРОВАННЫХ В КАЧЕСТВЕ ОСНОВЫ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ НАГРЕВАТЕЛЕЙ	88
М.С. Озеров, Е.А. Воропаева, В.С. Соколовский, С.В. Жеребцов БИОСОВМЕСТИМЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ TiNbZr, УПРОЧНЕННЫЕ БОРИДАМИ	89
Ш.Х. Мухтаров, Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, А.А. Ганеев, В.М. Имаев ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНУЛИРУЕМЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	90
Г.В. Павилайнен, П.В. Евсеева, К.А. Орехов, С.А. Суховинский МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ ЛЬДА ПРИ ДВУХОСНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ	91
А.И. Алексеев, Р.В. Мендагалиев, А.Д. Евстифеев, О.Г. Климова-Корсмик ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ	92
А.С. Ажгалиева, Е.Б.Борисенко, А.В.Тимонина, Н.Н. Колесников МИКРОТВЕРДОСТЬ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ $Cd_{1-x}Zn_xTe$ (x=0.8-0.9) ЛЕГИРОВАННЫХ КОБАЛЬТОМ И ЖЕЛЕЗОМ	93
Е.С. Белослудцева, Д.Е. Винокуров, К.И. Емельянов, А.А. Маркин, Л.В. Носов ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6, ПОДВЕРГНУТОГО ДЕФОРМАЦИИ АССИМЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКОЙ	94
И. Билячат, Ю.Г. Пронина ОЦЕНКА ПЛОТНОСТИ СЛЕДОВ СИСТЕМЫ ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ КВАДРАТНЫХ ТРЕЩИН НА ПЕРПЕНДИКУЛЯРНЫХ СЕЧЕНИЯХ МАТЕРИАЛА	95
Е.Н. Блинова, В.Д. Воронов, М.А. Либман, А.В. Осинцев, В.Н. Петровский, Н.А. Шурыгина ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО НАГРЕВА НА УПРАВЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫМИ И ПЛАСТИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ЕСТЕСТВЕННЫХ КОМПОЗИТОВ, СОЗДАННЫХ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Ni	96
Р.А.Богословский, Н.О.Ливанова, Е.Ю. Нарусова, Г.А.Филиппов ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТРУРУ И КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ	97

А.С. Константинов, А.Е. Куликова, А.П. Чижиков, А.Д. Бажина, О.Д. Боярченко ВЛИЯНИЕ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЙ-ЛЕГИРОВАННОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ MAX-ФАЗЫ Ti3SiC2, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВОБОДНОГО СВС-СЖАТИЯ	98
В.В. Вяльцева ОБ ОЦЕНКЕ ЭФФЕКТИВНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ, ОСЛАБЛЕННЫХ СИСТЕМОЙ ПОЧТИ ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ТРЕЩИН	99
Н.С. Викторов ВЕРИФИКАЦИЯ КОНЕНО-ЭЛЕМЕНТНОЙ МОДЕЛИ ПЛАСТИНЫ ИЗ УГЛЕПЛАСТИКА НА ОСНОВЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ	100
А.А. Воропаев, К.С. Насоновский, М.В. Климова, А.О. Силкин, Р.С. Корсмик ВЫСОКОПРОИЗВОДИТЕЛЬНОЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ ИЗ ТЕПЛОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ФОРСИРОВАННЫХ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ	101
Е.А. Воропаева, М.С. Озеров, В.С. Соколовский, М.Ю. Газизова МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti–Nb–Zr С БОРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	102
А.В. Сибирев, Г.А. Голубев, С.П. Беляев, Н.Н. Реснина, И.В. Поникарова, А.И. Базлов ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ПРОИЗВОДСТВО РАБОТЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМ СПЛАВОМ $Ti_{30}Hf_{15}Zr_5Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	103
А.И. Гомзин, Вл.В. Астанин, Е.В. Бобрук ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДО- И ЖИДКОФАЗНОГО МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ МАГНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ, АРМИРОВАННЫХ НЕПРЕРЫВНЫМИ ВОЛОКНАМИ	104
Л.С. Метлов, М.М. Гордей, В.Н. Варюхин ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ СОПРЯЖЕННЫХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ В ПЕРВОСКИТАХ НА ОСНОВЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПАРАМЕТРА ПОРЯДКА	105
Ж.В. Гудкина, М.Ю. Гуткин, С.А. Красницкий ДИЛАТАЦИОННОЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ С ПОПЕРЕЧНЫМ СЕЧЕНИЕМ В ФОРМЕ КОЛЬЦЕВОГО СЕКТОРА В УПРУГОМ КЛИНЕ	106
П.О. Русинов, С.А. Тюрина, Г.Ю. Дальская, Ж.А. Гуминская, Д.Ю. Гусевская РАЗРАБОТКА ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ НАДЕЖНОСТИ АГРЕГАТОВ ГАЗОТУРБИННЫХ УСТАНОВОК	107

Д.В. Дедова, М.И. Мартиросов ДИНАМИКА ТРЕХСЛОЙНЫХ ПАНЕЛЕЙ С ОБШИВКАМИ ИЗ КЛЕЕВЫХ ПРЕПРЕГОВ И СОТОВЫМ ЗАПОЛНИТЕЛЕМ ИЗ СТЕКЛОСОТОПЛАСТА ПРИ НАЛИЧИИ ВНУТРЕННИХ ДЕФЕКТОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ НАГРУЗОК РАЗЛИЧНОГО ХАРАКТЕРА	108
Н.П. Богданов, М.Ю. Демина ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА	109
М.Е. Евард, А.Е. Волков, А.В. Чуйков, А.С. Косторнов МОДЕЛИРОВАНИЕ ГЕНЕРАЦИИ УСИЛИЙ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ЛЕНТЕ ИЗ СПЛАВА Ti-Ni-Cu	110
М.А. Жилина, Е.С. Мишунина, Н.Д. Степанов, Н.Ю. Юрченко СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ КОМПОЗИЦИОННО СЛОЖНЫХ СПЛАВОВ NB-MO-TA-V-CO-FE-NI-TI-AL	111
Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, Ш.Х. Мухтаров ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНУЛИРУЕМОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	112
А.М. Иванов, С.П. Беляев, Н.Н. Реснина, А.И. Базлов ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ СПЛАВЕ $Ti_{40}Hf_{2,5}Zr_{7,5}Ni_{40}Co_5Cu_5$	113
А.А. Калиненко, И.С. Никитин, Р.В. Мишнев, С.С. Малофеев, С.Ю. Миронов НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ СВАРКА ЖАРОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	114
А.А. Камерилова, С.В. Плегунова, Н.А. Ершов, В.Е. Баженов, А.А. Комиссаров ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВОЛОЧЕНИЯ НА МИКРОСТРУКУТРУ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПРУТКОВ ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Y-Mn	115
К.Ю. Карамышев, Л.М. Воронова, Т.И. Чащухина, М.В. Дегтярев ПРИМЕНЕНИЕ «КУСОЧНОЙ» МОДЕЛИ ДЛЯ АНАЛИЗА УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ Ni-Cr ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	116
С.А. Карлов, А.В. Яковлев ФИЛЬТРАЦИЯ ПОМЕХ В АЭ-СИСТЕМЕ КАЭМС ПРИ ИСПЫТАНИИ МОНТАЖНЫХ СВАРНЫХ ШВОВ СУДОВЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ	117
А.В. Ким, Н.А. Полехина, С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ОТЖИГА ПРИ 700 °C	118
А.Ю. Киселев, Г.А. Волков, Ю.Н. Вьюненко ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ РАЗВИТИЯ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ	119

В.С. Комаров, Р.Д. Карелин, В.В. Черкасов, И.Ю. Хмелевская, В.С. Юсупов, В.А. Андреев, С.Д. Прокошкин ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРИМЕНЕНИЯ МНОГООСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИИ	120
Г.В. Коновалов, А.К. Диваков, Н.А. Казаринов, Ю.И. Мещеряков КОМБИНИРОВАННЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАСТИЧНОСТИ	121
О.Е. Корольков, В.В. Столяров ОБРАТИМОЕ ДЕЙСТВИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНА GRADE 4	122
И.А. Ковалев, А.Л. Колесникова, М.Ю. Гуткин НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ И ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ИХ РЕЛАКСАЦИИ В КВАНТОВЫХ КОЛЬЦАХ У ПЛОСКОЙ СВОБОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ	123
С.С. Красновский, А.В. Голомуздов ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КАБЕЛЯ КГЭТ 3х95 +35/3-1140	124
Е.Г. Земцова, В.К. Кудымов, А.Р. Арутюнян, Б.Н. Семёнов ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ЧАСТИЦ α-Al_2O_3 НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОЛУЧАЕМОЙ АЛЮМОКИСЛОРОДНОЙ КЕРАМИКИ	125
С.А. Баранникова, П.В. Лаврентьева О СКЕЙЛИНГЕ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ МАСШТАБОВ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ	126
В.В. Миронцов, Е.С. Мишунина, Е.Г. Кочура, Г.А. Туричин, Н.Д. Степанов, Н.Ю. Юрченко ТУГОПЛАВКИЕ КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫЕ СПЛАВЫ С ВЫДАЮЩЕЙСЯ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 1200°С	127
Я.С. Набизаде, Т.С. Аргунова, М.Ю. Гуткин О РАЗРУШЕНИИ КРИСТАЛЛОВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ ПРИ СКАЛЫВАНИИ	128
Е.И. Пантелеева, Е.В. Щукина, Г.Г. Савенков, А.М. Брагов ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНОЙ МОРСКОЙ СРЕДЫ НА ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА РС–553, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ	129
Д.А. Петров, М.Ю. Гуткин, С.А. Красницкий, А.Л. Колесникова, А.Е. Романов ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ ПРЯМОЛИНЕЙНОЙ СМЕШАННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В УПРУГОМ ШАРЕ	130
М.А. Петров, В.Е. Рогалин, Т.В. Малинский, В.В. Исаков, С.А. Кострица, Д.А. Елесин ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ И ПРАВКУ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГ	131

А.И. Петручок, А.Р. Арутюнян, Ю.В. Судьенков ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ НА ИЗГИБ	132
В.А. Морозов, П.С. Платонов, В.М. Кац ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ИНИЦИИРОВАНИЯ РОСТА ТРЕЩИН В ПММА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ	133
А.А. Реутская, Н.Н. Реснина, Р.М. Бикбаев, С.П. Беляев, А.И. Базлов ПСЕВДОУПРУГОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ИЗБЫТКОМ ГАФНИЯ	134
Г.Ю. Романовский, Г.А. Филиппов, О.Н. Чевская ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗЛИЧНЫМ ВИДАМ ХРУПКОСТИ	135
В.В. Рубаник мл., В.В. Рубаник, Tran Bao Trung, Phuong Doan Dinh ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПЕРЕХОДЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Ni-Co-Cu-Zr-Hf	136
Д.Д. Рудович, Ю.Г. Пронина, М.Л. Качанов ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЕРЕДАТОЧНЫХ КОЭФФИЦИЕНТОВ В ЗАДАЧЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ШТАМПОВ НА УПРУГОМ ПОЛУПРОСТРАНСТВЕ	137
В.Г. Рыжакова, А.С. Ефтифеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ CoNiAlFe С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ	138
А.А.Рыжкин, Н.А. Еникеев ПРОЕКТИРОВАНИЕ АДДИТИВНО ПОЛУЧАЕМОГО ПОРИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ДЛЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ	139
Ю.А. Садыкова, П.О. Кадиров, Ю.С. Жукова, М.А. Антипина, С.Д. Прокошкин ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe–30Mn–5Si	140
Д.И. Садыков, Т.С. Орлова, А.И. Лихачев, Д.А. Кириленко ДОСТИЖЕНИЕ БАЛАНСА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ АЛЮМИНИИ ПУТЕМ ОТЖИГА И КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ	141
А.В. Сибирев, С.П. Беляев, Н.Н. Реснина, Г.А. Голубев, А.И. Базлов ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Hf/Zr НА ПРОИЗВОДСТВО РАБОТЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМИ СПЛАВАМИ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	142

А.Р. Сиразеева, Е.В. Парфенов, О.Б. Кулясова СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО ЦИНКОВОГО СПЛАВА ZN-0.8LI-0.1CA, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	143
Н.Н. Ситников, И.А. Залетова, С.В. Грешнякова ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ СЛОИСТЫХ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$	144
О.В. Страхов, С.М. Дубинский, А.П. Баранова, Т.А. Омельчук, Б. Бекеле, А.И. Базлов, П.Ю. Соколов, В.В. Чеверикин, С.Д. Прокошкин ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ТЕМПЕРАТУРЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ Ti-18Zr-15Nb И Ti-18Zr-13Nb-2Sn С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	145
М.Е.Трофимова, И.В.Поникарова, С.П.Беляев, Н.Н.Реснина, А.И.Базлов ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО НАГРЕВА ПРИ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИИ НА СВЕРХУПРУГОСТЬ В ЛИТОМ СПЛАВЕ $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{39.8}Cu_{10}$	146
А.М. Иванов, Н.А. Турицын, С.П. Беляев, Н.Н. Реснина, А.И. Базлов ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $Ti_{40}Hf_{2,5}Zr_{7,5}Ni_{40}Co_5Cu_5$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	147
А.Н. Ужекина, Ю.Н. Орловский, В.В. Рубаник мл., В.В. Рубаник БИЛИАРНЫЕ СТЕНТЫ НА ОСНОВЕ TiNi СПЛАВА	148
А.А. Утоплов, А.О. Летовальцев, А.Г. Рудская, Li Zhengyou, Ю.В. Кабиров МАГНИТОРЕЗИСТИВНОСТЬ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ГРАФИТА	149
А.Р. Хасанова, О.Б. Кулясова ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РКУП-КОНФОРМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРАСТВОРИМОГО ЦИНКОВОГО СПЛАВА ZN-0.8LI	150
Н.А. Хайбулина, Р.К. Нафиков, А.В. Ганеев, Р.З. Валиев ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ КАНТОРА МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	151
Е.А. Чеботарева, Д.С. Лобанов ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ДЕФЕКТОВ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ СЖАТИИ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	152
И.З. Шарипов ИЗМЕНЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ОБРАТИМОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВА $Ni_{49,8}$ $Ti_{50,2}$ ПРИ ТЕРМО ЦИКЛИРОВАНИИ	153

М.А. Шишкунова, Д.А. Аксенов, Р.Н. Асфандияров, А.Г. Рааб, Е.В. Парфенов ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ В ПРОЦЕССЕ И ПОСЛЕ РКУП НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Mg-8,6Zn-1,2Zr	154
Ю.С. Нечаев, Н.А. Шурыгина, В.П. Филиппова О ДИФФУЗИИ УГЛЕРОДА И ДЕФОРМАЦИИ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ РЕЕЧНОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ	155
В.Г. Дородейко, А.Н. Ужекина, В.В. Рубаник мл., В.В. Рубаник ВНУТРИМАТОЧНЫЕ КОНТРАЦЕПТИВЫ НА ОСНОВЕ TiNi СПЛАВОВ	156

Научное издание

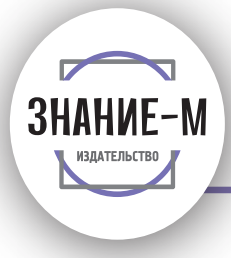
XXV Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 95-летию со дня рождения В. А. Лихачева и 80-летию со дня рождения А. М. Глезера 21–23 апреля 2026 г., г. Санкт-Петербург, Россия

Материалы конференции

Издается в авторской редакции

Издательство «Знание-М» (654029, г. Новокузнецк, Вокзальная 3-47),
e-mail: id_piar@mail.ru
Объем данных – 2 Mb
Подписано к использованию: 15.05.2026
Тираж 10 экз. Усл. печ. л. – 9,99. Заказ № 1199.

Издано в научных и учебных целях.



Смыслим в издательском деле!
Наши книги в интернет-магазине www.litres.ru/logos

центр-логос.рф ВК vk.com/cnzlogos logos.book@mail.ru

ISBN 978-5-00255-551-2

