Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии»

27-29 мая 2015 года Витебск, Беларусь



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

Витебск, 2015

Национальная академия наук Беларуси

Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов

Министерство образования Республики Беларусь

Белорусский республиканский фонд фундаментальных исследований Витебский областной исполнительный комитет

УО "Витебский государственный технологический университет" ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

Международный симпозиум посвящен 40-летию ИТА НАН Беларуси

27-29 мая 2015, Витебск, Беларусь

Сборник материалов симпозиума

Витебск 2015 УДК 539 ББК 22.25 С-65

Перспективные материалы и технологии : сборник материалов международного симпозиума, Витебск, 27–29 мая 2015 г. / УО «ВГТУ». – Витебск, 2015. – 346 с.

ISBN 978-985-481-374-5

В сборнике материалов международного симпозиума представлены результаты исследований перспективных конструкционных и функциональных материалов. Рассмотрен ряд наиболее актуальных сегодня направлений материаловедения и физики конденсированного состояния.

Сборник предназначен для широкого круга специалистов – научных работников, инженеров, работающих в области материаловедения и физики конденсированного состояния, а также преподавателей, аспирантов и студентов, специализирующихся в области материаловедения.

Тексты набраны с авторских оригиналов. Редакция приносит извинения за возможные неточности.



УДК 539 ББК 22.25

ISBN 978-985-481-374-5

© УО «ВГТУ», 2015

Подписано в печать 5.05.2015. Формат 60х90 1/8. Бумага офсетная № 1. Усл. печ. листов 21.9. Уч.-изд. листов 36.7. Тираж 100 экз. Заказ № 153.

Выпущено издательским отделом ЦИТ ВГТУ Учреждение образования «Витебский государственный технологический университет» 210035, г. Витебск, Московский пр-т, 72.

Отпечатано на ризографе учреждения образования «Витебский государственный технологический университет». Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий № 1/172 от 12 февраля 2014 г.

КАК В ЭКОНОМИКЕ ВЫСОКУЮ РЕСУРСОЕМКОСТЬ ЗАМЕНИТЬ НА ВЫСОКУЮ НАУКОЕМКОСТЬ?

Свириденок А.И.

Гродненский филиал НИЦПР ИТМО им. А.В. Лыкова НАН Беларуси, г.Гродно, Республика Беларусь, resource@mail.grodno.by

Современная концепция национальной безопасности Республики Беларусь содержит понятие о <u>научно-технологической безопасности</u>, под которой понимается состояние и возможность развития отечественного научно-технического и образовательного потенциала, обеспечивающего реализацию в настоящем и будущем национально-государственных интересов в сфере, прежде всего, высокотехнологического развития, базирующегося на новейших научных знаниях.

Этот вид безопасности тесно связан с экономической, социальной, демографической, информационной и военной составляющими устойчивого развития государства.

Основой функционирования и развития государства являются «реальные» и «виртуальные» экономические ресурсы.

«*Реальные*» ресурсы включают трудовые, энергетические, материально-сырьевые и информационные ресурсы.

<u>Трудовые ресурсы</u> – трудоспособная часть населения, обладающая необходимыми для устойчивого обеспечения насущных и перспективных потребностей государства и его населения, знаниями и опытом.

<u>Топливно-энергетические ресурсы</u> – имеющиеся в распоряжении государства необходимые для устойчивого функционирования и устойчивого развития экономики государства возможности эффективной добычи, получения, передачи и использования электрической, тепловой и механической энергии.

<u>Материально-сырьевые ресурсы</u> – имеющиеся в распоряжении государства, необходимые для устойчивой работы экономики, природные и синтетические вещества и материалы, включая пищевые и другие продукты.

<u>Информационные ресурсы</u> – накапливаемая и сохраняемая государством культурная, научная и научно-техническая информация, а также интеллектуальные и технические возможности для получения, сохранения, поиска, взаимного обмена и передачи знаний.

«Виртуальные» ресурсы – это условные финансовые инструменты всеобщего количественного эквивалента стоимости реальных ресурсов и разнообразных продуктов из них, выраженные в традиционных денежных или виртуальных компьютерных знаках.

Очевидно, что современное инновационное развитие возможно только при оптимальном гармоничном сочетании используемых «реальных» и «виртуальных» ресурсов.

Качественная по 5-ти балльной системе оценка состояния «реальных» экономических ресурсов Беларуси была проведена первый раз в 1994 г. на 1-ой Международной научно-технической конференции «Ресурсосберегающие и экологически чистые технологии», во второй раз – через 20 лет на 10-й Международной конференции «Энерго- и материалосберегающие экологически чистые технологии» (Гродно, 2013 г.). В табл. 1 показаны результаты этих оценок [1].

Из представленных данных следует, что за прошедшие годы страна несколько улучшила положение в обеспечении энергетическими ресурсами, но «потеряла» в качестве трудовых и информационных ресурсов.

Год оценки	Трудовые ресурсы	Энергетические ресурсы	Материальные ресурсы	Информационные ресурсы	Среднее значение
1993	4,0	2,0	3,0	4,0	3,25
2014	3,0	2,5	3,0	3,0	2,88

Таблица 1. Обеспечение РБ основными видами экономических ресурсов

За счет восстановления работоспособности промышленности и повышения эффективности деятельности сельского хозяйства и повышения объемов услуг, страна смогла заметно увеличить свой ВВП. Об этом свидетельствую данные Всемирного банка: в 2013 году Беларусь вошла в группу стран с доходом выше среднего (от 12,615 до 4,085 долларов США). Однако, по-прежнему высока ресурсоемкость ВВП: в целом по стране – около 65%, в промышленности ~ 75%, сельском хозяйстве ~ 70%. Реальная инновационность и наукоемкость экономики страны растет медленно [2].

Основная борьба за научное и инновационное лидерство развернулась сегодня между тремя экономическими гигантами: США, Китаем и Европейским Союзом, обладающими самыми большими ВВП и более чем половиной исследователей мира. В мире идет стремительная погоня за умами: учеными и специалистами – носителями новых идей и владеющих современными методами исследования и проектирования.

Весьма интенсивна научно-инновационная политика ближайшего соседа Беларуси – Европейского Союза.

В отчете об инновационном развитии стран ЕС [3] констатируется, что в условиях мировой глобализации экономики и усиливающейся борьбы за ресурсы, страны, оказавшиеся на обочине инновационного развития, обречены на роль сырьевого придатка или вообще на деградацию. А по прогнозу Всемирного банка к 2025 – 2030 г.г. 63% мирового населения будет проживать в беднейших странах.

Инновационно-активные страны быстро уходят от сырьевой к инновационной модели развития.

N⁰	Сырьевая экономика	Инновационная экономика
1	Основа – добыча и реализация на внешних рынках природных энергетических и материально-сырьевых ресурсов с малой добавленной стоимостью.	Основа – создание, развитие, обеспечение и реализация научного и инновационного по- тенциала. Активное участи в мировом процес- се создания и обмена знаниями и высоконау- коемкими технологиями.
2	Недостаточное финансирование научных исследований (<1% ВВП). Снижение престижа научной деятельности.	Увеличение спроса на новые технологии и финансирование (от 2 до 5% ВВП) современ- ных наукоемких направлений развития эко- номики. Повышение государством престижа научной и инновационной деятельности.
3	Развитие тенденции снижения качества образования по естественно-научным и инженерным специальностям. Стремление способной части молодежи получить образование и работу за границей. Развитие потребительских настроений в среде научной и технической интеллигенции.	Постоянный рост востребованности в обще- стве и в экономике специалистов высокой и гибкой квалификации по современным науко- емких направлениям развития промышленно- сти и сферы услуг.

Таблица 2. Основные признаки сырьевой и научно-инновационной экономики

4	Наблюдается падение норм научной и производственной этики и морали. Высок уровень коррупции. Происходит утечка за рубеж наиболее квалифицированных ученых и специалистов, способной моло- дежи. Основная их причина – неуверен- ность в устойчивом и обеспеченном бу- дущем.	Установлен достаточно жесткий контроль государства и инновационных органов за соблюдением этических норм в науке, образовании и бизнесе. Ведется поиск талантливых людей и создание им благоприятных условий для образовательной, научной и инновационной работы.
5	Низкий уровень сотрудничества с миро- вым научным сообществом, и, как ре- зультат, недостаточно глубокое понима- ние тенденций современного быстроиз- меняющегося научно-технологического развития, снижение экспертных возмож- ностей отечественных ученых и специа- листов.	Создание условий для психологически равно- правного сотрудничества с близкими по тема- тике зарубежными учеными и специалистами. Обеспечение реальной защиты создаваемой в отечестве интеллектуальной собственности и возможностей для ее эффективной реализа- ции.
6	Отсутствие или слабость взаимовыгодно- го взаимодействия науки и специалистов реальных секторов экономики.	Поддержка создания и эффективной деятель- ности общественных научных и научно- технических обществ. Обеспечение их эф- фективного взаимодействия с соответствую- щими общественными мировыми и регио- нальными организациями по наиболее разви- тым научным и производственным направле- ниям.
7	Высокие риски инновационной деятель- ности. Недостаточное участие государ- ственных и частных предприятий в фи- нансировании инноваций, стремление к «коротким» проектам. Низкое качество экспертизы инновационных инвестиций.	Во многих странах мира, обладающих выс- шим индексом инновационного развития, уча- стие частного бизнеса составляет более поло- вины финансирования высокотехнологичных проектов. Высок уровень независимой экспер- тизы при их отборе. Высока общественная поддержка инновационной и образовательной деятельности.

Важнейшим аспектом обеспечения научно-технологической безопасности на основе научного и инновационного развития является исключение или преодоление ряда рисков инновационного развития страны. Среди них – чрезмерное сосредоточение научного потенциала в столичном регионе, а также недостаточное участие промышленности в развитии инновационной структуры и создании наукоемких производств.

Если образовательные структуры достаточно равномерно распределены по территории Беларуси, то научные учреждения в основном (более 80%) расположены в столичном регионе. При этом качество преподавательского и инфраструктурного потенциала заметно превосходит региональное, что определяет безвозвратное «центростремительное» настроение молодежи.

Это вносит серьезный дисбаланс и в инновационное развитие промышленного производства. Еще в 2012 году Правительством Беларуси было отмечено, что предприятиями страны были направлены на финансирование затрат на исследования и разработки новых продуктов, услуг и новых производственных процессов, всего 77,9 млн. евро, что реально не повлияло на показатели наукоемкости и не способствовало развитию отраслевой науки. В связи с этим, Постановлением Совета Министров №187 было предписано обеспечить направление на финансирование исследований и разработок по Минпрому в 2014 году в среднем 0,75% и вырасти к 2023 году до 3,1% к объему отгруженной продукции. Для того, чтобы показать разницу между эффективностью ресурсоемкого и наукоемкого производства, сравним автомобильную, ракетную и современную нано- и микроэлектронную промышленности. Каждый 1 кг современной легковой автомашины среднего класса средней наукоемкости стоит 10–20 долларов. А не самая дорогая средней дальности современная сверхзвуковая крылатая ракета массой 3,0 тонны стоит около 20 млн. долларов, т.е. в каждый ее килограмм «вложено» около 6,6 тысяч долларов.

Известная корпорация «Интел» (107 тысяч сотрудников) в прошлом году произвела продукции на 53 млрд. долларов, т.е. по 495 тыс. долларов на 1 человека, а «Самсунг» (427 тысяч работников) заработал 327 млрд. долларов, т.е. каждый ее сотрудник «произвел» микросхем на 765 тысяч долларов.

В целом, для обеспечения устойчивого роста ВВП и хотя бы сохранения своего положения среди стран с удовлетворительным уровнем жизни в Беларуси необходимы очень активные меры по диверсификации своего экономического базиса путем повышения качественного уровня трудовых ресурсов, и прежде всего, его интеллектуальной составляющей, определяемой уровнем образования, культуры и моральных качеств.

Список литературы

- 1. Свириденок А.И. Проблемы и задачи оптимизации ресурсопотребления и ресурсосбережения на современном этапе. Сб. трудов 10-й научно-технической конференции «Энерго- и материалосберегающие экологически чистые технологии», - 2014, с. 3-10.
- Шимов В.Н. Некоторые аспекты актуализации критериев и показателей экономической безопасности Республики Беларусь / В.Н.Шимов, П.М.Крюков, А.В.Бондарь // Белорусский экономический журнал, 2015, 31, с. 4-14.
- 3. Innovation Union Competitiveness Report, 2013, 7210 p.p.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА И ВЛИЯНИЕ НА НЕЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Клубович В.В.¹, Кулак М.М.¹, Лю² Г., Мышляев М.М.^{3,4}, Шпейзман В.В.⁵

1 Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Бе-

ларусь

²Пекинский институт авиационных материалов, Пекин, Китай ³Институт металлургии им. А.А.Байкова Российской академии наук, Москва, Россия ⁴Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия ⁵Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия

shpeizm.v@mail.ioffe.ru

Известно, что воздействие на материал высокоэнергетического потока колебаний ультразвукового диапазона частот приводит к существенному изменению его механических характеристик [1]. Анализ экспериментальных данных показывает, что наблюдаемое уменьшение сопротивления деформированию при наложении ультразвуковых колебаний есть результат нелинейного поведения дислокаций и точечных дефектов под действием акустических и статических напряжений [2–3]. Формирующаяся при совместном воздействии растягивающей нагрузки и ультразвуковых колебаний структура позволяет реализовать большую величину равномерной деформации.

Несмотря на относительно длительное изучение и успешное применение ультразвука при обработке материалов, механизмы, вызывающие перестройку структуры и изменение макроскопических свойств, до конца не выяснены. В частности, неизвестно действие ультразвука на деформацию в условиях сверхпластичности. В [4–6] было показано, что алюминий-литиевый сплав 1420 в области температур $T = 320-395^{\circ}$ С при растяжении с постоянной скоростью и относительной деформации в интервале $10^{-2} - 10^{-3}$ s⁻¹ обладает сверхпластичностью. Кривую деформации, построенную в истинных координатах, можно разделить на протяженные стадии упрочнения и разупрочнения. Было высказано предположение, что деформация на стадии разупрочнения контролируется межзеренным скольжением, а на стадии упрочнения – самодиффузией в объеме зерен. В настоящей работе проведено исследование деформации в условиях сверхпластичности при одновременном действии растягивающей нагрузки и осевых ультразвуковых колебаний. Опыты выполнены на алюминий-литиевом сплаве 1420 (A1–5.5%Mg–2.2%Li–0.12%Zr). Заготовки для РКУ прессования были вырезаны из горячекатанной плиты с рекристаллизованной структурой с зернами размером около 20 µm. Заготовки были закалены с 470°C в воду и затем подвергнуты многократному равноканальному угловому прессованию (РКУ-прессованию) на воздухе при 370°C. В результате были получены прутки диаметром 20 и длиной 70–80 mm.

Структурное состояние можно охарактеризовать зернами со средним размером порядка 3 µm (изредка встречались более крупные зерна – до 10 – 15 µm) и развитой субструктурой: субзернами, дислокационными ячейками и сплетениями, отдельными дислокациями, а также выделениями фазы Al₂LiMg и частицами фазы δ' (Al₃Li). Из PKУ-



Рис. 1. Схема подведения ультразвуковых колебаний к образцу. Обозначения: 1 – датчик усилия, 2 – верхняя траверса испытательной машины, 3 – ультразвуковой преобразователь, 4 – верхний волновод, 5 – образец, 6 – нижний волновод-отражатель, 7 – нижний разгрузочный стакан, 8 – нижняя траверса, 9 – печь.

прессованных прутков изготавливали плоские образцы в виде двойной лопатки для механических испытаний. Образцы имели толщину 0.85 mm и длину рабочей части 5 mm. Деформирование образцов осуществляли на испытательной машине Instron в условиях одноосного растяжения с постоянной скоростью вдоль их оси при заданной температуре. Ошибка измерений прилагаемой к образцу нагрузки и удлинения образца были не хуже 0.25% и 1%, соответственно. В ходе испытания температура поддерживалась постоянной с погрешностью $\pm 2.5^{\circ}$ С.

Исходя из планируемых исследований, была изготовлена замкнутая ультразвуковая волноводная система для проведения пластического деформирования в условиях одноосного растяжения материалов в режиме сверхпластичности. Для создания ультразвуковых колебаний использовали пьезокерамический преобразователь с собственной частотой 20 кHz (рис. 1). Амплитуда ультразвуковых колебаний составляла 5 µm.

Основными характеристиками, использованными при анализе деформации, были истинное напряжение σ_t , истинная деформация ε_t и скорость истинной деформации $\dot{\varepsilon}_t$. Их определяли по формулам:

$$\sigma_{t} = P(l_{0} + \Delta l)/S_{0}l_{0},$$

$$\varepsilon_{t} = \ln (1 + \Delta l/l_{0}),$$

$$\dot{\varepsilon}_{t} = V/(l_{0} + \Delta l).$$

Здесь *P* – нагрузка, *S*₀ и *l*₀ начальные площадь попереч-

ного сечения и длина рабочей части образца, Δl – его удлинение, V – скорость растяжения образца (перемещения подвижного захвата испытательной машины).

На рис. 2*а* приведена в качестве примера одна из диаграмм растяжения образца при включенных ультразвуковых колебаниях и без ультразвука, на которых можно заметить уменьшение максимальной нагрузки и более плавный ее спад при дальнейшей деформации для кривой с ультразвуковым воздействием. Построенная в координатах нагрузка – удлинение диаграмма растяжения имеет характерный для проявления сверхпластичности вид: короткая стадия упрочнения, отсутствие области с постоянными напряжениями и длинная стадия разупрочнения.

Вид диаграммы не изменится, если вместо нагрузки рассматривать напряжения $\sigma = P/S_0$, а вместо удлинения – деформацию $\varepsilon = \Delta l/l_0$. Однако если перейти от σ и ε к истинным напряжениям и деформациям, то окажется, что стадия упрочнения занимает значительно большую часть диаграммы растяжения (рис. 2*b*). Действие ультразвука проявляется в уменьшении сопротивления деформированию и росту общей деформации, а также к увеличению на 10–30% области упрочнения, что приводит к смещению диаграммы растяжения в сторону больших деформаций.

Анализ активационных характеристик деформации проводился с использованием формулы $\dot{\varepsilon}_t = A (\sigma_t / \sigma_0)^n T^{-1} \times \exp(-U/kT)$, где $\dot{\varepsilon}_t$ – скорость истинных деформации, σ_t – истинные напряжения, U – энергия активации k – постоянная Больцмана, A, n – постоянные, σ_0 – параметр, введенный из соображений размерности; $\sigma_0 = 1$ MPa, если σ выражено в MPa. Для расчета параметра п было проведено 50 экспериментов со скачками скорости деформации при разных температурах и величине деформации, при растяжении с ультразвуком и без него. Результаты показали, что n слабо зависит от условий эксперимента и равно 2.21±0.23. Последнее значение п было использовано нами при оценке энергии активации процесса сверхпластической деформации.

Для энергии активации на участке упрочнения было получено при растяжении без ультразвука (1.41±0.14) eV и при растяжении с ультразвуком (1.23 ±0.10) eV. Энергии активации процесса деформации на участке упрочнения близки к энергии самодиффузии в алюминии, что отмечалось в [4–6] для простого растяжения.



Рис. 2. Зависимости нагрузки на образце алюминиевого сплава от удлинения (*a*) и истинных напряжений от истинных деформаций (*b*) при растяжении (1) и то же с наложением ультразвуковых колебаний (2). Температура 370° С.

На участке разупрочнения энергия U отличается от энергии на участке упрочнения и при растяжении оказалась равной (0.96±0.15) eV, а при растяжении с ультразвуком (1.02±0.13) eV. Полученные значения энергии активации деформации при растяжении с ультразвуком и без него на этом участке близки между собой и к энергии самодиффузии по границам зерен, что отмечалось в [4–6] для растяжения этого сплава в условиях сверх-пластичности. Следовательно, можно сделать вывод о том, что добавление ультразвуко-

вых колебаний не изменило механизма деформации, как на участке упрочнения, так и на участке разупрочнения. Отсюда следует, что ультразвуковые колебания изменяют характеристики движения дислокаций (возможно, скорость или плотность дислокаций), не затрагивая природу барьеров для их движения. Однако ультразвуковые колебания существенно уменьшают действующие напряжения и смещают область перехода от стадии упрочнения к стадии разупрочнения в сторону больших деформаций, увеличивая тем самым общую деформацию образца. Это означает, что ультразвуковые колебания облегчают внутризеренную деформацию, которую контролируют диффузионные процессы в материале, и позволяют достигнуть заметно больших деформаций на этой стадии, чем при простом растяжении.

Список литературы

- 1. Клубович В. В., Степаненко А. В. Ультразвуковая обработка материалов. Мн.: Наука и техника, 1981. 295 с.
- 2. В.Е. Панин, Е.Н. Каблов, Ю.И. Почивалов, В.В. Колобнев. Физическая мезомеханика, 15, 6, 107-111 (2012).
- 3. В.В. Благовещенский, И.Г. Панин. ФТТ, 53, 10, 2005 (2011).
- 4. М.М. Мышляев, М.А. Прокунин, В.В. Шпейзман. ФТТ, 43, 5, 833 (2001).
- 5. М.М. Мышляев, В.В. Шпейзман, М.М. Камалов. ФТТ, 43, 11, 2015 (2001).
- 6. В.В. Шпейзман, М.М. Мышляев, М.М. Камалов, М.М. Мышляева. ФТТ, 45, 11, 2008 (2003).

ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ (РКУП)

Бетехтин В.И.¹, Sklenicka V.², Нарыкова М.В.¹, Кадомцев А.Г.¹

¹ФГБУН Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия <u>Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru</u> ²Institute of Physics of Materials AS CP. Proc. Creek Popublic

²Institute of Physics of Materials AS CR, Brno, Czech Republic

Получение и исследование высокопрочных нано и микрокристаллических металлов и сплавов является одним из наиболее актуальных направлений современного материаловедения. Наноструктурные материалы получают, как правило, различными методами больших (интенсивных) пластических деформаций, особенно часто при РКУП. Однако, полученные при интенсивных воздействиях материалы являются по своей природе неравновесными, поэтому для практического использования важное значение приобретает оценка механической устойчивости (долговечности) таких материалов при длительном нагружении.

В данной работе рассмотрены результаты изучения степени деформации (числа проходов) при РКУП на дефектную структуру и долговечность при нагружении в режиме ползучести Al (99,96%), Cu (99,99%), Ti (BT1-0), Al+0.2%Sc, Cu+0.2%Zr, Cu+2%Co, Zr+2,5%Nb.

Оценка параметров неоднородностей электронной плотности (нанопор), образующихся при РКУП, проводилась методом малоуглового рентгеновского рассеяния, а объем нанопор - при прецизионном измерении плотности методом гидростатического взвешивания [1]. Размер зерен и их распределение по разориентации определялись с помощью электронной микроскопии и обратного электронного рассеяния. Рассмотрим основные экспериментальные данные по влиянию степени деформации при РКУП на долговечность. На рис. 1, 2 показаны подобные данные для меди и её сплава, содержащего частицы Cu_9Zr_2 размером около 5 nm. Видно, что для металла и сплава после первого прохода наблюдается резкий рост долговечности, однако после увеличения числа проходов долговечность также резко падает. Из приведенных данных видно, что для чистой меди рост долговечности после первого прохода примерно в 5 раз больше, чем для её сплава. После 12 проходов долговечность микрокристаллической меди остается в несколько раз больше, чем исходной (крупнозернистой), а долговечность микрокристаллической. Аналогичные данные были получены для алюминия и его сплава со скандием, содержащего наноразмерные частицы Al_3Sc (таблица 1), сплавов Cu+2%Co (рис.3) и Zr+2,5%Nb, а также как показано в [2], Ti (BT1-0).

Полученный результат хорошо объясняется результатами оценки влияния числа проходов при РКУП на нанопористость металлов и сплавов. Эти данные свидетельствуют о том, что в сплавах, содержащих частицы второй фазы объем нанопор, размером порядка десятка нанометров, существенно больше, чем в чистых металлах. К примеру, относительное разуплотнение ($\Delta \rho / \rho$) после первого прохода в чистом алюминии 1,8·10⁻³, а в сплаве Al+0,2%Sc 6·10⁻³. Иными словами, наличие частиц второй фазы ведет к более интенсивному образованию при больших пластических деформациях нанопористости. Исследования показали, что образование нанопор не влияет на статические характеристики прочности (например, микротвердость), однако, при длительном нагружении нанопоры являются, очевидно, очагами развития микронесплошностей, ведущих к снижению длительной прочности [3–5].



Рис. 1. Зависимость долговечности (т) от числа проходов (N) для Cu (99,99 %).

Рис. 2. Зависимость долговечности (т) от числа проходов (N) для сплава Cu-0,2%Zr.

Т	a	б	л	И	Ц	a	1
-	u	v				u	-

Матариал	Долговечность, час.					
материал	N = 0	N = 1	N = 2	N = 4	N = 8	
Al 99,99 % $T = 473$ K, $\sigma = 15$ MPa	4	1070	87	60	60	
Al+0,2 % Sc $T = 473$ K, $\sigma = 20$ MPa	900	1400	800	38	7	



Рис. 3. Кривые ползучести сплава Си–2% Со после различного числа проходов РКУП

Установлено, что залечивание нанопористости (образовавшейся после 1–3 проходов РКУП) после воздействия (до 1 GPa) гидростатического давления, ведет к существенному повышению долговечности при испытании в условиях ползучести. Это подтверждает роль нанопор в развитии разрушения при длительных испытаниях; однако, с увеличением числа проходов эффект роста долговечности за счет воздействия гидростатического давления практически выполаживается [4, 5].

Резкое падение долговечности после ~4 проходов РКУП обусловлено, как показано в [5], существенным (в ~10раз) увеличением при РКУП доли большеугловых (ϕ >15°) границ, ко-

торые являются источниками высоких локальных напряжений. Именно большеугловые границы становятся более эффективными, чем нанопоры, очагами образования в процессе длительного нагружения микротрещин и пор, снижающих долговечность.

Список литературы

- 1. Нанопористость ультракристаллических алюминия и сплава на его основе / В.И. Бетехтин, А.Γ. Кадомцев, V. Sklenicka, I. Saxl // ФТТ. 2007.- Т. 49.- В. 10. - С.1787—1790.
- Длительная и статическая прочность микрокристаллического титана BT1-0, полученного при равноканальном угловом прессовании / Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Sklenicka V. и др. // ПЖТФ. – 2015. - Т.41. – В.2.-С. 58-63.
- 3. Влияние числа проходов при равноканальном угловом прессовании на упруго-пластические свойства, долговечность и дефектную структуру сплава Al+0.2 wt. % Sc / Бетехтин В.И., Sklenicka V., Saxl I. и др. // ФТТ. 2010.- Т. 52.- В. 8.- С. 1517-1523.
- 4. Влияние гидростатического давления на дефектную структуру и долговечность ультракристаллического Al / Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Sclenicka V., Нарыкова М.В. // ПЖТФ.-2011.- Т. 37.- В. 20.- С.75-79.
- 5. <u>The effect of high hydrostatic pressure on creep behaviour of pure Al and a Cu-0.2wt% Zr alloy</u> processed by equal-channel angular pressing / Dvorak J., Sklenicka V., Betekhtin V.I. et al. // Mater. Sci. Eng. A-Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.- 2013. -Vol.584.- P. 103-113.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОРОШКОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И МЕТАЛЛ-ОКСИДНЫХ СИСТЕМ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

Витязь П.А.¹, Жорник В.И.¹, Ковалева С.А¹. Григорьева Т.Ф.², Киселева Т.Ю³.

¹ Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, <u>sveta_kovaleva@tut.by</u>

² Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия ³ Московский государственный университет, г. Москва, Россия

Проблема управления реакционной способностью твердых веществ является одной из ключевых в решении задач современного материаловедения. На реакционную способность твердых веществ влияют как внешние факторы (температура, состав окружающей

среды, механическая нагрузка), так и внутренние, связанные с составом твердого вещества, его структурой и наличием в кристаллах дефектов [1].

Механохимический подход к получению материалов с новыми свойствами является одним из относительно простых и эффективных способов изменения физико-химических свойств и реакционной способности твердых тел за счет формирования неравновесных состояний с высокими значениями удельной поверхности и концентрацией дефектов при контролируемом уровне внешних ударно-сдвиговых воздействиях [2]. Исследования структурно-фазовых превращений при механоактивации лежат в основе понимания механизмов образования механокомпозитов и нацелены на решение задач управляемого формирования объемных композиционных материалов. В свойствах механокомпозитов особую роль играет структурное состояние, которое определяется особенностями протекания механохимического взаимодействия компонентов и продолжительностью (энергонапряженностью) воздействия.

Цель работы – установление характера эволюции структурного и фазового состояния порошков бинарных металлических систем, образующих химические соединения, а также металл-оксидных систем, способных к протеканию окислительно-восстановительных химических реакций, в условиях интенсивной механической активации.

В работе были исследованы композиции Fe/Me, Cu/Me (Me = Ga, Ti, Zr) с ограниченной растворимостью компонентов (табл.1), а также смеси Fe_2O_3 - Fe/Me, CuO-Cu/Me (Me = Ti, Zr).

	Fe(Ga)	Cu(Ga)	Fe(Ti)	Cu(Ti)	Fe(Zr)	Cu(Zr)
Растворимость, ат.%	35	18	13	1,5	-	-
Энтальпия образования твердых растворов ΔH_{o6} , Дж/моль	-11,1	-9,1	-15	-17	-20	-30

Τa	aб	лица	1	. T	ермодинамические свойства твердых растворое	5

Исследуемые порошки получены в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице АГО-2 с водяным охлаждением в атмосфере аргона с различной длительностью механической активации (МА). Исследования структурно-фазового состояния материалов проводились методами рентгеноструктурного анализа, электронной сканирующей и атомно-силовой микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии, мессбауэровкой спектроскопии.

Изучение механохимического взаимодействия порошков железа и меди с галлием показало ускоренное образование расплава легкоплавкого элемента при механической обработке, а появление жидкой фазы способствует интенсификации процессов взаимодействия. Так, при МА порошков Cu-20%Ga образование интерметаллида CuGa₂ регистрируется уже через 10 с, а образование твердого раствора (средний размер кристаллитов L_{Cu} =16нм) заканчивается в течение 20 мин МА. Однако, несмотря на то, что значения ΔH_{00} твердых растворов в системах на основе меди и железа достаточно близки (табл.1), реакция механохимического взаимодействия в системе Fe-20%Ga происходит с гораздо меньшей скоростью. Первый интерметаллид FeGa₃ фиксируется только через 2 мин MA одновременно с формированием разупорядоченного состояния поверхности частиц железа и образованием зернограничной фазы (Fe-Ga) (ЗГ). Формирование неупорядоченного твердого раствора α-Fe(Ga) происходит после 60 мин MA при снижении размера кристаллитов железа до 10 нм. При МА в течение 120 мин образуются неупорядоченные твердые растворы α-Fe(Ga), а с увеличением продолжительности до 150 мин происходит их упорядочение по типу Fe₃Ga со структурой D0₃ и L1₂ При этом по данным мессбауэровской спектроскопии на всех стадиях фиксируется фаза α-Fe с его содержанием при 150 мин MA около 18%.

По данным рентгенофазового анализа и мессбауэровской спектроскопии в процессе механоактивации формирование твердых растворов Cu(Ga) и Fe(Ga) происходит через образование ряда промежуточных интерметаллических соединений и первыми формируются интерметаллиды с максимальным содержанием элемента с меньшей температурой плавления:

 $Cu + Ga \rightarrow CuGa_2 + Cu \rightarrow CuGa_2 + Cu_9Ga_4 + Cu \rightarrow Cu_9Ga_4 + Cu + Cu(Ga) \rightarrow Cu(Ga)$ Fe + Ga \rightarrow Fe + 3 Γ \rightarrow Fe + 3 Γ + FeGa₃ \rightarrow Fe + 3 Γ + FeGa₃ + Fe₃Ga \rightarrow Fe + Fe(Ga) + Fe₃Ga \rightarrow Fe + Fe(Ga) + Fe₃Ga(D0₃ + L1₂)

Исследования микроструктуры механокомпозитов методом сканирующей электронной и атомно-силовой микроскопии показали, что в зависимости от длительности механической обработки эволюция морфологии и структуры бинарных металлических порошков проходит следующие стадии: измельчение частиц исходных компонентов и их пластическое деформирование с образованием слоистых агрегатов в широком размерном диапазоне; гетерогенное механохимическое сплавление компонентов; гомогенизация по химическому и фазовому составу с формированием более равноосных частиц в узком размерном диапазоне. При этом системе на основе меди размер образующихся частиц с увеличением длительности МА растет (от 0,8-60 мкм до 60-150 мкм), а в системе на основе железа сохраняется преимущественно на исходном уровне (0, 2 - 2 мкм). Предположительно, такая особенность обусловлена прочностными свойствами железа и меди. Можно отметить, что образование твердого раствора происходит при достижении предельной степени измельчения кристаллитов, которая для ОЦК-железа ниже ($L_{\rm Fe} = 10$ нм), чем для ГЦК-меди $(L_{cu} = 20 \text{ нм})$. Данный эффект можно связать с наступление разупрочнения при уменьшение размера зерна L ниже предельного, что приводит к изменению механизма пластической деформации в наноматериалах по сравнению с крупнозернистыми (обратный эффект Холла-Петча) [4].

Проведенные рентгенографические исследования фазового состава металлических порошков на основе меди и железа, легированных титаном и цирконием, показали, что увеличение длительности МА до 20 мин приводит лишь к измельчению компонент и уменьшению размера кристаллитов железа (с 53 до 13 нм) и меди (с 50 до 10 нм), без существенного взаимодействия между компонентами и без образования твердых растворов. При МА металлических систем с титаном возможно образование незначительного количества интерметаллидов FeTi или CuTi₂, CuTi₃. Согласно данным мессбауэровской спектроскопии при МА в зернограничной области частиц нанокристаллического железа формируется неупорядоченное состояние с присутствием в ней атомов Zr и Ti. По мере увеличения длительности МА и уменьшения размера зерна механоактивированных частиц, доля подспектров, обусловленных зернограничной областью возрастает. В этой области формируются интерметаллид FeZr₂ который рентгенографически не наблюдается из-за малого количества (3%). Размеры формирующихся композиционных частиц с глобулярной структурой на основе меди больше (10-60 мкм), чем на основе железа (5-25 мкм). Введение циркония способствует снижению размеров агрегатов при МА в 2 раза как в системе на основе меди, так и на основе железа.

Таким образом, применение легкоплавкого компонента (Ga) способствует более быстрому протеканию механосинтеза, в то время как при применении тугоплавких требуется увеличение длительности (повышение энергонапряженности) МА для протекания диффузионных процессов.

Рентгенодифракционные исследования механоактивированных смесей Cu/Me–CuO и Fe/Me–Fe₂O₃ (Me = Ti, Zr) показали образование оксидов металлов Ti и Zr, из чего можно предположить о частичном прохождении восстановительных реакций. Однако при этом регистрируется образование и вторичных оксидов железа и меди, что свидетельствует о протекание конкурирующих реакций окисления и восстановления. При 4 мин MA формируются композиционные гранулы состава $Fe_2O_3/FeO/Fe/Fe_2TiO_4/Fe_3Ti_3O$ и

CuO/Cu₂O/Cu/Cu₃Ti₃O/Cu₃TiO₄, Fe₂O₃/FeO/Fe/ZrO₂ и CuO/Cu₂O/Cu/ZrO₂. Образующиеся частицы имеют ламинарно-глобулярную структуру состава механокомпозит/оксид. Композиционные гранулы Cu/Zr-CuO и Fe/Zr – Fe₂O₃ имеют больший размер гранул (до 60 и 40 мкм соответственно), чем при легировании титаном (до 40 и 25 мкм соответственно).

Применение механокомпозиционных порошков Fe/Me и Cu/Me в качестве восстановителя в реакциях с оксидами позволяет снизить активность металлов циркония и титана, что обеспечивает возможность управления кинетикой фазообразования в системах Cu/Me–CuO и Fe/Me–Fe₂O₃.

Наблюдаемые различия в кинетике фазо- и структурообразования в условиях интенсивной механической активации могут быть связаны с различием типа кристаллических решеток меди (ГЦК) и железа (ОЦК) и, следовательно, различием типов генерируемых дефектов в процессе нагружения и сдвиговых деформаций.

Список литературы

- 1. Ловшенко, Ф. Г.Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий: монография/ Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т. 2013.- 215 с.
- Бутягин, П.Ю. О реакционной способности твердых тел в процессах механохимического синтеза/ П.Ю. Бутягин, И.В. Повстугар // Доклады академии наук (398). 2004. № 5. с. 635 638.
- 3. Григорьева, Т.Ф. Механохимический синтез в металлических системах / Т.Ф. Григорьева, А.П. Баринова, Н.З. Ляхов. Новосибирск. 2008. с.309
- 4. Юркова А. И., Белоцкий А. В., Бякова А. В., Мильман Ю. В. Механические свойства наноструктурного железа, полученного интенсивной пластической деформацией трением/ А. И. Юркова, А. В. Белоцкий, А. В. Бякова, Ю. В. Мильман // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. – 2009. - т. 7. - № 2. - с. 619-632

MODELING OF PRECIPITATION KINETICS OF MANGANESE AND COPPER SULFIDES IN INTERSTITIAL FREE STEELS

Hong M. H., Choi K. Y.*, Marukovich E. I.*, Lebedinsky Y.A.*, Branovitsky A. M.*

POSCO Department, Korea, *Institute of Metals Technology, Mogilev, Belarus; info@itm.by

Low carbon steel production with copper sulfide precipitation strengthening is being now extensively investigated owing to its lower cost as compared to that with steelmaking using Nb and Ti precipitates. Copper is always available in steel scrap. In some cases steels with copper sulfide precipitates have even better mechanical properties than those with Nb/Ti precipitates. Currently such low-carbon steels with high mechanical properties are under active investigation. Precipitation hardening and strengthening have a great effect on mechanical properties of these steels.

Precipitation kinetic is modeled on the basis of classical nucleation and growth theory (CNGT).

The different numerical schemes and details are presented in [1]. For many cases the modeling of homogeneous nucleation and growth by CNGT gives satisfactory agreement with experimental data. In some cases fitting of parameters is not used at all, in others one or two parameters are fitted. But as a rule even in the latter cases good agreement is observed for a great number of temperature regimes and initial concentrations of solutes as well as for multi-component and multi-phase precipitation.

By now the physical nature of heterogeneous nucleation of copper sulfides is practically unknown. There are many hypotheses about heterogeneous nucleation sites for CuS including grain borders, matrix-MnS inclusion interfaces, dislocations, Cu or S microsegregation and so on. In general, the method considered can be used for describing various models of nucleation, by means of simultaneous following both MnS and Cu₂S nucleation. In this work the assumption is made that precipitations of copper and manganese sulfides are independent. Next we assumed that the diffusions of copper, manganese and sulfur atoms are independent as well.

The only one available work devoted to approximate modeling of copper sulfides precipitation kinetic is presented in [2]. We shall model precipitation using approximately the following composition: copper is 0.07 wt%, sulfur 0.04 wt% and manganese concentration 0.54 wt% for steels with hot and cold rolling.

The considerations accepted here to be used for simulation of precipitation kinetics on the basis of CNGT are as follows:

1. Wholly diffusion-controlled precipitation is assumed for our case on the basis of spherical shapes of inclusions and reported cube-cube orientation between copper sulfide inclusions and matrix [2].

2. All heterogeneous nucleation sites have deformed lattice around nucleation sites and hence have higher mobility of Cu atoms as compared with that in ideal matrix. In this work the model of Cu diffusion near dislocations has been selected for nucleation and initial growth modeling. The characteristic feature of this model is that in the temperature range 200 to 500°C the Cu diffusion coefficient may be a few orders of magnitude higher than this coefficient in ideal matrix.

In [3] the thermodynamic calculation resulted in obtaining the dependence of driving force for Cu_2S on temperature. The equilibrium temperature is about 740 °C for 0.0015C–0.2Mn–0.06Si–0.01S–0.06P–0.02Nb–0.05Cu–0.035Al (wt %) steels assuming the absence of sulfur reactions with manganese and iron.

The equilibrium temperature may depend on initial solute concentration, phase transition parameters and others. An insignificant error made in experimental measurement of copper solubility in matrix may actually lead to substantial deviation from correct equilibrium temperature. This inaccuracy is less important for estimation of phase transition enthalpy. On assumption that solubility product depends only on temperature end the enthalpy estimated as in [2]. The equilibrium temperature for 0.05%Cu and 0.01%S is estimated as 740 °C according to [3].

The equilibrium concentrations c^i of solutes in matrix at the matrix-precipitate boundary are increased owing to the curvature of surface between matrix and precipitate. It is assumed that the inclusion has spherical shape with current radius R. As to binary alloys new solute equilibrium concentration is defined by precipitate radius.

The average precipitate radius is little dependent on critical radius for sufficiently long time of precipitation, but activation barrier, precipitation rate and inclusions density may considerably depend on critical radius.

This model describes homogeneous nucleation. As to heterogeneous nucleation some parameters in equations must de modified. The heterogeneous nucleation of Cu_2S is expected to be mainly located on dislocations as soon as the density of dislocations rises to high values following hot and cold rolling.

The significant feature of growth on dislocations is rapid diffusion of copper atoms in a small zone around dislocation. In order to exactly consider this phenomenon the conception of depleted zone is introduced [4, 5].

The solute balance equations are used for estimation of current concentrations of Cu and S. In this approximation it is assumed, that the solute fraction distribution is uniform in matrix.

N- model [6] will be used for describing the evolution of precipitate size distribution. In this model the particle size distribution function (PSD) is discretized into N_c number of size classes. The class is defined by radius R_i and the number of inclusions with radius size between $R_i - \Delta R/2$ and $R_i + \Delta R/2$.

In case of using "Euler like" method for calculation the boundaries of classes are fixed and fluxes of particles between classes are estimated. The details are presented in [1].

The initial distribution for N_i is null or known (for example experimental data) distribution.

The adaptive step time Δt is used because the radius change during Δt time has not been above $\Delta R/2$. This limitation eliminates the possibility to "jump" across one or more classes. The maximum speed v has classes with small R.

New size classes are created for high *R* values during inclusion growth. And quite the contrary, if the number of particles in a class with small radius is less than 1 it will be excluded from calculation. This makes it possible to increase step time Δt and to calculate particle growth during long annealing periods.

Conclusions

Model for nucleation and growth the precipitation of manganese and copper sulfides inclusions are developed. New estimation of Gibbs free energy change for precipitation of copper sulfides is used. Model of nucleation and growth of copper sulfides precipitates on dislocations are used for heterogeneous nucleation. Numeric model, based on "Euler like" method, are developed for calculations.

References

- 1. M. Perez, M. Dumont, D. Acevedo-Reyes: Implementation of classical nucleation and growth theories for precipitation //Acta mater., 2008, Vol. 56, pp. 2119-2132.
- 2. Z. Liu, Y. Kobayashi and K. Nagai: Crystallography and Precipitation Kinetics of Copper Sulfide in Strip Casting Low Carbon Steel. //ISIJ Int., 2004, Vol. 44, pp. 1560-1567.
- B.-J. Lee, B. Sundman, S. Il Kim and K.-G. Chin: Thermodynamic Calculations on the Stability of Cu2S in Low Carbon Steels. //ISIJ Int., 2007, Vol. 47, pp. 163-171.
- 4. A. Deschamps and Y. Brechet: Influence Of Predeformation And Ageing Of An Al-Zn- Mg Alloy -II. Modeling Of Precipitation Kinetics And Yield Stress A //Acta mater., 1999, Vol. 47, pp.293-305.
- J. Yang, M. Enomoto: Numerical Simulaiton of Copper Precipitation during Aging in Deformed Fe-Cu Alloys //ISIJ Int., 2005, Vol. 45, pp. 1335-1344.

ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКАЯ ЭДС В СПЛАВЕ ТІNІ ПРИ ПРЯМОМ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ: ЭКСПЕРИМЕНТ И РАСЧЕТ

Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В.

ГНУ «Институт технической акустики Национальной академии наук» УО «Витебский государственный технологический университет»

Примером возникновения термокинетической ЭДС в однородных материалах служит наведение ЭДС в результате перемещения зоны нагрева вдоль проволочного железного образца. Причиной возникновения такого рода термокинетической ЭДС является реализация фазового превращения в локальной зоне нагрева при температурах 700–800 °С [1]. В ряде материалов фазовые превращения могут протекать при значительно более низких температурах, например, в сплавах, обладающих эффектом памяти формы. При реализации термоупругих фазовых превращений инициирование ЭДС в этом случае возможно как при перемещении участка нагрева по проводнику [2,3], так и при перемещении локального участка охлаждения [4].

В процессе перемещения участка охлаждения с постоянной скоростью вдоль проволочного образца, из сплава с памятью формы, находящегося в высокотемпературном аустенитном состоянии, температурный профиль образца будет несимметричен (рис.1).



Рис.1. Распределение температуры вблизи зоны охлаждения проволочного образца TiNi: 1 – аустенитная фаза; 2 – двухфазное состояние (прямой фазовый переход); 3 – мартенситная фаза (зона охлаждения); 4 – двухфазное состояние (обратный фазовый переход)

Величина термокинетической ЭДС, возникающая в результате движения зоны охлаждения вдоль TiNi образца равна контактной разности потенциалов на участках прямого и обратного фазового превращения:

$$\varepsilon(T) = \int_{T=M_{\rm H}}^{T} \left[\varphi_{\rm np}(T) \cdot \frac{\partial \gamma_{\rm np}(T)}{\partial T} \right] \mathrm{d}T - \int_{T=A_{\rm H}}^{T=A_{\rm K}} \left[\varphi_{\rm obp}(T) \cdot \frac{\partial \gamma_{\rm obp}(T)}{\partial T} \right] \mathrm{d}T, \tag{1}$$

где $\varphi_{np}(T)$, $\varphi_{obp}(T)$ – контактная разность потенциалов, возникающая на участке прямого и обратного фазового перехода; γ_{np} , γ_{obp} – доля мартенсита при прямом и обратном переходе соответственно; *T* – абсолютная температура на участке фазового перехода.

Так как термокинетическая ЭДС возникает при контакте двух разнородных веществ и изменения температуры, то при движении зоны охлаждения с температурой выше температуры начала прямого фазового перехода ($T \ge M_{\rm H}$), термо ЭДС в проволочном образце возникать не будет (образец находится в аустенитном состоянии). При движении зоны охлаждения вдоль проволочного образца TiNi с температурой ниже температуры конца прямого фазового перехода ($T \le M_{\kappa}$), участок охлаждения будет находиться в мартенситном состоянии. При этом, чем ниже температура охлаждения, тем больше градиент температуры на участке 2. В данном случае, уменьшение температуры охлаждения влияет только на градиент температуры этого участка проволоки. При увеличении градиента температуры будет увеличиваться ЭДС, возникающая в результате эффекта Бенедикса [5,6]. Так как величина данной ЭДС незначительна, ее значением можно пренебречь. Таким образом, граничные условия для функции (1) будут:

$$\begin{aligned} \varepsilon(T_R) &= \varepsilon \big(T_{M_k} \big), & T_R \in (M_k; \infty) \\ \varepsilon(T_L) &= 0, & T_L \in (\infty; M_{\mu}). \end{aligned}$$

При мартенситном превращении доля мартенситной фазы оказывается однозначной функцией температуры и не зависит от скорости охлаждения в широком интервале значений этих скоростей [7]. То есть величина термокинетической ЭДС не зависит от скорости движения зоны охлаждения.

По формулам, представленным выше, найдем величину термокинетической ЭДС, возникающей при прямом фазовом переходе в проволочном образце TiNi (при температуре охлаждения $\leq M\kappa$) с характеристическими температурами: $M_{\rm H} = 243$ K, $M_{\kappa} = 231$ K, $A_{\rm H} = 255$ K, $A_{\kappa} = 272$ K. Для численного расчета величины потенциала на двухфазных участках воспользуемся методом конечных разностей [8]. Для этого интервалы температур, на которых осуществляется прямой и обратный фазовые переходы, разобьем на N равных частей.

Для участка прямого и обратного перехода получаем:

$$\Delta T_{\rm np} = M_{\rm H} - T_{min};$$

 $\Delta T_{\rm of} = A_{\rm K} - A_{\rm H}$
 $\frac{\Delta T_{\rm of}}{N} = t_{\rm np};$
 $T_{min} \in (M_{\rm H}; M_{\rm K})$ – минимальная температура охлаждения.

После аппроксимации дифференциальных операторов разностными операторами уравнение (4) принимает вид:

$$\varepsilon(T) = \sum_{i=1}^{i=N} \left(\varphi_{\pi p(i+0.5i)} \cdot \left(\frac{\gamma_{\pi p(i-1)} - \gamma_{\pi p(i)}}{t_{\pi p}} \right) t_{\pi p} \right) - \sum_{i=1}^{i=N_{o6}} \left(\varphi_{o6p(i+0.5i)} \cdot \gamma_{\pi p}(T_{min}) \cdot \left(\frac{\gamma_{o6p(i+1)} - \gamma_{o6p(i)}}{t_{o6p}} \right) \cdot t_{o6p} \right).$$
(2)

Для нахождения величины контактной разницы потенциалов, возникающей между аустенитным и мартенситным состоянием никелида титана, воспользуемся формулой [9]:

$$\varphi_{\rm np}(T) = \frac{E_{FA} - E_{FM}}{e} + \frac{k \cdot T}{e} \cdot \ln \frac{n_A}{n_M} , \qquad (3)$$

где E_{FM}, E_{FA}, n_M, n_A – энергия Ферми и концентрация свободных электронов мартенсита и аустенита соответственно; k – постоянная Больцмана.

Для нахождения энергии Ферми используем выражение [10]:

$$E_F = \frac{E_C - E_V}{2} + \frac{k \cdot T}{2} \ln \frac{N_V}{N_C},\tag{4}$$

где E_F — энергия Ферми; E_C — энергия дна зоны проводимости; E_V — энергия потолка валентной зоны; N_V —плотность электронных состояний потолка валентной зоны; N_C — плотность электронных состояний дна зоны проводимости.

Зная значения *N_C*, *N_V* для мартенсита и аустенита [11], находим значение разности энергий Ферми при прямом фазовом переходе:

$$E_{FA} - E_{FM} = \frac{k \cdot T}{2} \cdot \ln 0,77.$$

Учитывая то, что влияние разности E_c и E_v для аустенита и мартенсита в выражении (7) незначительна, ею можно пренебречь. Следовательно, энергия Ферми будет зависеть от разности плотностей электронных состояний в аустените и мартенсите и температуры. Концентрацию свободных электронов в выражении (3) находим в соответствии с [12]:

$$n = N_C \cdot e^{-\frac{E_C - E_F}{K \cdot T}};\tag{5}$$

Долю мартенсита при заданной температуре для прямого перехода находим по формуле [13]:

$$\gamma(\mathbf{T}) = \cos\left(\frac{\pi}{2} \left(\frac{T - M_{\mathrm{K}}}{M_{\mathrm{H}} - M_{\mathrm{K}}}\right)\right). \tag{6}$$

С учетом (4,5,6) выражение для контактной разности потенциалов, возникающей на участке прямого фазового перехода (3), примет вид:

$$\varphi_{\Pi p} = \sum_{i=1}^{i=N} \left(\frac{k \cdot \ln 0.77 \cdot \left(M_{S} - i \cdot t_{\Pi p} - \frac{t_{\Pi p}}{2} \right)}{2 \cdot e} + \frac{k \cdot \left(M_{S} - N \cdot t_{\Pi p} - \frac{t_{\Pi p}}{2} \right)}{e} \cdot \ln \left(1.068 \times e^{\frac{1}{2} (\ln 0.73 - \ln 0.95)} \right) \right) \times \left(\cos \left(\frac{\pi}{2} \left(\frac{M_{S} - (i+1) \cdot t_{\Pi p} - M_{F}}{M_{S} - M_{F}} \right) \right) - \cos \left(\frac{\pi}{2} \left(\frac{M_{S} - i \cdot t_{\Pi p} - M_{F}}{M_{S} - M_{F}} \right) \right) \right).$$
(7)

Учитывая, что $\gamma_{oбp}(T) = \cos\left(\frac{\pi}{2}\left(\frac{T-A_S}{A_F-A_S}\right)\right) \cdot \gamma_{np}(T_{min})$, величина потенциала на участке с обратным фазовым переходом:

$$\varphi_{\text{obp}} = \sum_{i=1}^{i=N} \left(\frac{\left(A_{S}+i \cdot t_{\text{obp}} + \frac{t_{\text{obp}}}{2}\right) \cdot \ln 1.29 \cdot k}{2 \cdot e} + \frac{k \cdot \left(A_{S}+i \cdot t_{\text{obp}} + \frac{t_{\text{obp}}}{2}\right)}{e} \cdot \ln \left(0.93 \cdot e^{\frac{1}{2}(\ln 0.95 - \ln 0.73)}\right) \right) \times \left(\cos \left(\frac{\pi}{2} \left(\frac{T_{min} - M_{F}}{M_{S} - M_{F}}\right)\right) - \cos \left(\frac{\pi}{2} \left(\frac{T_{min} - M_{F}}{M_{S} - M_{F}}\right)\right) \right) \times \left(\cos \left(\frac{\pi}{2} \left(\frac{A_{S}+(i+1) \cdot t_{\text{obp}} - A_{S}}{A_{F} - A_{S}}\right)\right) - -\cos \left(\frac{\pi}{2} \left(\frac{A_{S}+i \cdot t_{\text{obp}} - A_{S}}{A_{F} - A_{S}}\right)\right) \right).$$
(8)

Если в локальной области образца температура охлаждения не достигает M_k , то есть область охлаждения находится в двухфазном состоянии, то на участке прямого фазового перехода величина контактной разности потенциалов зависит от температуры охлаждения, а контактная разность потенциалов, возникающая на участке обратного фазового перехода ($M \rightarrow A$), от доли мартенсита, образованного при прямом переходе. Зависимость термокинетической ЭДС от температуры охлаждения, рассчитанная по формулам 1-8, представлена на рис.2.



Рис.2. Зависимость термокинетической ЭДС от температуры охлаждения для образца TiNi с температурой фазовых переходов: $M_{\rm H} = 243$ K; $M_{\rm K} = 231$ K; $A_{\rm H} = 255$ K; $A_{\rm K} = 272$ K

Экспериментальные исследования по наведению термокинетической ЭДС при прямом фазовом превращении проводили на проволочных образцах TiNi с такими же характеристическими температурами фазовых переходов. TiNi образцы длинной 420 мм закрепляли на специальной установке, позволяющей перемещать участок охлаждения с постоянной скоростью 0,4 см/с. Участок образца охлаждался жидким азотом, вследствие чего в зоне охлаждения инициировался фазовый переход из прямой аустенита в мартенсит (А-М). Перемещение зоны охлаждения осуществляли последовательно в противоположных направлениях. Как видно из рис.3, значение

ЭДС, возникающей при движении зоны охлаждения вдоль проволочного образца TiNi составляет 0,22±0,01 мВ, что согласуется с рассчитанным по формулам (1–8) значением 0,23 мВ.



Рис.3. Зависимость величины термокинетической ЭДС от местоположения зоны охлаждения

Рассчитанные по изложенной методике значения термокинетической ЭДС хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Работа выполнена благодаря финансовой поддержке в рамках подпрограммы «Материалы в технике», задание № 4.1.08

Список литературы

- 1. Фурмаков Е.Ф. Электрический ток, вызванный движением поверхности раздела фаз в металле // Фундаментальные проблемы естествознания. С.- Пб. 1999.Т.1, вып.21.С.377-378.
- 2. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Петрова-Буркина О.А. Электросопротивление никелида титана при нестационарном нагреве // Письма о материалах. Уфа,2012. Т.2,№2.С.71-73.
- Rubanik V.V., Rubanik Jr V.V., Petrova-Burkina O.A. Peculiarities of thermoelectric forse behavior in nikelide titane under usteady heating // 9th European Symposium on Martensitic Transformations ESOMAT 2012. S.-Pb.,2012. C.40.
- 4. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В. Термоэлектрические явления при прямом фазовом превращении в TiNi сплаве // Сборник тезисов международной научной конференции «Сплавы с ЭПФ: свойства, технологии, перспективы. Витебск,2014. С.33-35.
- L.I. Anatychuk, L.P. Bulat, Thermoelectric Phenomena under Large Temperature Gradients, Thermoelectrics Handbook: Macro to Nano-Structured Materials, CRC Press: New York, London, Tokyo, Chapter 3 (2005).
- 6. A.A. Golestaneh, Martensitic phase transformation in shape-memory alloys, International Conference Martensitic on Transformation, Massachusetts (1979).
- 7. В.Э. Гюнтер, В.Н. Ходоренко. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. Томск: Изд.-во МИЦ, 2006. С.55.
- 8. А.В.Кузнецов. Методы математической физики. Яросл. гос. ун-т. Ярославль, 2004. С.186-194.
- 9. Волков С.С., Николин С.С., Патрин А.Н., Саблин В.А., Шевченко Н.П. Электрическая емкость контактирующих материалов // // Вестник РГРТУ, Рязань, 2009. №3. С. 99-101.
- Зейтц Ф. Современная теория твердого тела. Москва. Изд. технико-теоретической литературы, 1949. С. 201- 210.
- Кулькова С.Е., Валуйский Д.В., Смолин И.Ю. Изменения электронной структуры при B2-B19' мартенситном превращении в никелиде титана // Физика твердого тела. 2001. Т.43, вып.4. С.706-713.
- 12. Зейтц Ф. Современная теория твердого тела. Москва. Изд. технико-теоретической литературы, 1949. С. 201-210.
- 13. Мовчан, А.А. Микромеханический подход к описанию деформации мартенситных превращений в сплавах с памятью формы / А.А. Мовчан // Известия академии наук России. Механика твердого тела. – 1995. – № 1. – С. 197–205.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ТОКОМ

Столяров В.В.^{1, 2}

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия, vlstol@mail.ru ²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

Известно, что пластическая деформация в присутствии тока разной природы сопровождается электропластическим эффектом (ЭПЭ). ЭПЭ известное явление, исследованное в основном для однофазных монокристаллических или крупнозернистых металлов и сплавов. Как правило, ЭПЭ проявляется как снижение напряжений течения при одновременном действии пластической деформации и тока. При прокатке, например, это приводит к повышению деформируемости, а при растяжении, в зависимости от природы тока, на кривых напряжение-деформация появляются соответствующие характерные особенности. Особый интерес в анализе кривых растяжения с током представляют два аспекта – структурный и методический. Первый связан с исследованием влияния структурно-фазового состояния материала, подвергаемого растяжению, на параметры ЭПЭ (интенсивность и стадия проявления). Второй аспект важен для понимания роли природы тока, который может быть постоянным, переменным, импульсным, иметь разные моды. В данной работе ЭПЭ впервые рассматривается в TiNi сплавах с памятью формы с обратимым термоупругим мартенситным превращением. Демонстрируются особенности деформационного поведения при растяжении с импульсным током образцов, находящихся в аморфном, кристаллическом и нанокристаллическом состоянии. Если в обычных материалах типичный ЭПЭ приводит к появлению прыжков напряжения только вниз, то в кристаллических TiNi сплавах могут наблюдаться прыжки вниз и вверх (рис.1). Оба типа прыжков на диаграммах напряжение-деформация связаны с одновременным проявлением разнонаправленных эффектов, ЭПЭ и эффекта памяти формы (ЭПФ). Показано, что с уменьшением размера зерен от десятков микрон до нанометрового интервала амплитуда прыжков от обоих эффектов уменьшается. Переход сплавов в аморфное состояние сопровождается исчезновением ЭПЭ и ЭПФ. Анализируется роль структурного состояния и режимов тока в проявлении наблюдаемых эффектов. Предлагается рассматривать испытание на растяжение с током как метод качественной оценки структурно-фазового состояния TiNi сплавов.



Рис.1. Вид кривой напряжение-деформация при растяжении с импульсным током в сплаве Ti_{49.3}Ni_{50.7}: *а* – крупнозернистое состояние; *б* – наноструктурное состояние

АМОРФИЗАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В ХОДЕ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Носова Г.И.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г. Москва, Россия sundeev55@yandex.ru

Известно, что аморфное состояние можно получить и в процессе различных видов мегапластической деформации кристаллических материалов, в частности деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением. Однако, это явление твердофазной деформационной аморфизации практически не изучено, поскольку, не до конца ясны физические факторы, определяющие склонность металлических сплавов к аморфизации при пластическом течении. Целью данной работы является рассмотрение особеннодеформационной аморфизации закристаллизованных сплавов стей Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀, Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ Zr₅₀Ni₁₈Ti₁₇Cu₁₅ и Fe₇₈B_{8.5}Si₉P_{4.5} в ходе интенсивной деформации в камере Бриджмена. Кристаллические образцы для МПД в камере Бриджмена были получены отжигом аморфного состояния всех изученных сплавов, приготовленных из чистых компонентов методом спиннингования расплава в атмосфере аргона. Для аморфных сплавов Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀, Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ и Zr₅₀Ni₁₈Ti₁₇Cu₁₅ отжиг на воздухе проводили по режиму 500- 510^{0} С – 30 мин., а для сплава Fe₇₈B_{8.5}Si₉P_{4.5} - по двум режимам: 540 0 С–30 сек и 600 0 С – 25 мин. Последнее дало возможность получить для сплава на основе железа однофазное и лвухфазное кристаллические состояния соответственно. Сплавы на основе никеля и титана после отжига находились в однофазном кристаллическом состоянии, а сплав на основе циркония – в двухфазном. Все образцы деформировали в камере Бриджмена при одинаковых условиях: квазигидростатическое давление 4 ГПа и комнатная температура. Полное число оборотов подвижной наковальни *n* в эксперименте изменяли от 1/4 до 9 при постоянной скорости вращения 1 об/мин. Исследование структурных и фазовых превращений проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На рисунке представлены скорости аморфизации сплавов нормированные на 100% исходной кристаллической фазы при n = 0.



Рис. Зависимость изменения объемной доли кристаллической фазы сплавов от значения *n*: 0.

Видно, что в одинаковых условиях испытаний, исходно однофазные кристаллические сплавы на основе никелида титана - Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ и Ті₅₀Ni₂₅Cu₂₅ и исходно однофазный сплав Fe₇₈B_{8.5}Si₉P_{4.5} достаточно легко аморфизуются, тогда как исходно двухфазные сплавы - Zr₅₀Ni₁₈Ti₁₇Cu₁₅ и Fe₇₈B_{8.5}Si₉P_{4.5} аморфизуются слабо. Для объяснения полученных экспериментальных результатов развивается представление об учете возможных факторов, определяющих склонность изученных кристаллических сплавов к деформационной аморфизации в камере Бриджмена.

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (гранты 15-02-02621a и 14-02-00271a).

НОВЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ: ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ

Викарчук¹ А.А., Грызунова¹ Н.Н., Дорогов¹ М.В., Романов^{1,2} А.Е.

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия ²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия ³Национальный исследовательский университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия gryzunova-natalja@yandex.ru

В настоящее время ведутся интенсивные работы по получению и изучению функциональных, сорбирующих и каталитически активных материалов, которые обладают особыми физическими, химическими характеристиками и могут иметь широкую область применения в газоперерабатывающей, нефтехимической, химической промышленности и экологии.

На основе таких функциональных материалов можно создавать нанокатализаторы для переработки попутных нефтяных газов, синтеза анилина, для конверсии углеводородов, а также сорбенты и нанопористые материалы для очистки жидкостей от различных загрязнений.

Однако надо учитывать, что все эти материалы наряду с особыми физическими и химическими характеристиками должны иметь хорошо развитую поверхность, которая бы обеспечивала более интенсивное протекание каталитических и сорбционных процессов. Поэтому поиск методов создания развитой поверхности у нано- и микрочастиц металлов и материалов из них, является актуальным.

В работе предлагаются способы получения частиц, слоев и покрытий с развитой поверхностью на основе меди и ее оксидов, приведены результаты исследования их структуры, свойств, рассмотрены возможные области применения таких материалов.

Для получения развитой поверхности в работе используются следующие технологические приемы: электроосаждение, электрокристаллизация с механоактивацией катода, термообработка в различных средах, химическое травление, и их сочетание (рис.1).

В частности:

1) методом электроосаждения на металлический носитель в виде сетки, пластины, стержня наносится слой икосаэдрических малых частиц меди (ИМЧ). Такие частицы имеют 6 осей симметрии пятого порядка, содержат дисклинации и двойниковые границы, обладают огромной запасенной в объеме упругой энергией, которая может трансформироваться в поверхностную энергию при их химическом травлении или в процессе термообработки (рис.1).

2) методом электрокристаллизации с одновременной механоактивацией катода выращивается слой дефектных кристаллов, которые образуют медное покрытие с развитой поверхностью непосредственно после электроосаждения (рис. 1). Дальнейшее увеличение удельной поверхности такого покрытия можно осуществить последующей термической обработкой или химическим травлением (рис. 1).

По нашему мнению, условием появления развитой поверхности ИМЧ или дефектных кристаллов при их отжиге, является наличие в них дальнодействующих внутренних напряжений (например, дефектов дисклинационного типа) и кислородосодержащей среды.

Так, например, если проводить термическую обработку ИМЧ микронных размеров в кислородосодержащей атмосфере их удельная поверхность увеличивается за счет формирования нановискерных структур на 3 порядка от 0,6 до 100 м²/г. А варьируя режимы термообработки и состав атмосферы можно на поверхности ИМЧ создавать не только вискеры, но развитую нанопористую структуру (рис. 1).

Концентрация нанопор при определенных условиях достигает значений 10¹⁰ см⁻², а внутри частицы формируется крупная полость, занимающая до 70–-80% ее объема.



Рис. 1. Методы создания развитой поверхности медных ИМЧ и покрытий

Такие микрообъекты с нанопорами на поверхности и полостью внутри могут быть использованы в качестве эффективных катализаторов в реакторах с псевдоожиженным слоем или в качестве микроконтейнеров.

Механоактивация в процессе электрокристаллизации металла также позволяет формировать дефектные кристаллы и покрытия из них с развитой поверхностью в виде специфического рельефа, последующие химическое травление или термическая обработка увеличивают удельную поверхность кристаллов, слоев и покрытий из них на порядки. Сочетание электроосаждения с активацией катода и с последующей термообработкой позволяет создавать эффективные медные катализаторы на сетчатом носителе для получения анилина из нитробензола.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.В25.31.0011.

ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ РАЗМЕРОВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ПРИ ОТЖИГЕ АМОФНЫХ СПЛАВОВ

Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Пермякова И.Е.

Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия, <u>shnadya@yandex.ru</u>

Для обеспечения высоких прочностных характеристик аморфнонанокристаллических материалов необходимо комплексное исследование структурных параметров наночастиц кристаллической фазы, образующихся при нанокристаллизации аморфных сплавов при варьируемых температурно – временных режимах отжига. Объектами исследования являются сплавы $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$ и $Ni_{44}Fe_{29}Co_{15}B_{10}Si_{2}$, полученные методом спиннингования расплава в виде лент толщиной 15 и 18 мкм соответственно. Термическую обработку осуществляли отжигом в вакууме при постоянной температуре в интервале $250-450^{0}C$ в течение 0,5-2 часов.

В сплавах Fe₅₀Ni₃₃B₁₇ и Ni₄₄Fe₂₉Co₁₅B₁₀Si₂ наблюдается торможение роста нанокристаллической у-фазы (средний размер нанокристаллов при всех температурно-временных параметрах отжига составляет D = 20 нм). Такой эффект известен для сплавов типа «Finemet» (Fe_{73.5}Si_{13.5}B₉Nb₃Cu₁): в процессе кристаллизации в аморфной матрице образуются нанокристаллы с очень высокой объемной плотностью, которые в дальнейшем при отжиге практически не увеличивают своих размеров. Для объяснения подобного эффекта выдвинуто несколько структурных моделей. Нам представляется, что наиболее физически корректной является структурная модель «Crystallization & Stop», предложенная в работе [1]. В соответствии с ней торможение нанокристаллов, растущих в аморфной матрице, возможно при выполнении трех следующих условий: 1) наличие в аморфном сплаве хотя бы одного активного легирующего элемента, который повышает температуру кристаллизации аморфной матрицы; 2) необходимо, чтобы активный легирующий элемент плохо растворялся в решетке образующихся нанокристаллов; 3) в аморфной матрице должны существовать условия для зарождения большого количества нанокристаллов. Именно такая же ситуация складывается в сплавах $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$, $Ni_{44}Fe_{29}Co_{15}B_{10}Si_2$, где роль компонента, плохо растворяющегося в кристаллической решетке растущих наночастиц, играет бор. Более того, повышенная концентрация атомов бора в областях, граничащих с растущими нанокристаллами, повышает стабильность аморфной матрицы Fe-Ni-B, Ni-Fe-Co-Si-В, создавая тем самым барьерный эффект. При отжиге происходит изменение химического состава аморфной матрицы: повышение концентрации бора в сплавах приводит к повышению температуры кристаллизации аморфной матрицы. Таким образом, аномальная стабилизация нанокристаллических фаз на ранних стадиях формирования аморфнонанокристалических структур не является характерным признаком сплава типа «Finemet» и присуща значительному числу аморфных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 14-02-31284 мол_а, 14-02-00075а).

Список литературы

 Chin T.-S., Lin C.Y., Lee M.C., Huang R.T., Huang S.M. Bulk nano-crystalline alloys // Materials Today. 2009. V. 12. № 1-2. P. 34 – 39.

ОКСИДНЫЕ ЭВТЕКТИКИ-НОВЫЙ ЛАЗЕРНЫЙ МАТЕРИАЛ

Матросов В.Н, Матросова Т.А., Пестряков Е.В.

Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь, info@solix-crystal.com

Интерес к эвтектикам возник в начале XX века. [1] Было замечено, что эвтектические сплавы обладают уникальными свойствами, они хорошо работают на износ и на изгиб и в настоящее время нашли широкое применение в машиностроении. Полупроводники эвтектического состава также внедрены в промышленность [2]. Что касается лазерных оксидных эвтектик, то их начали изучать в начале XXI века [3]. Эти эвтектики обладают рядом преимуществ по сравнению с классическими оксидными кристаллами. Температура плавления у них значительно ниже, чем у образующих их оксидов. Это облегчает условия их выращивания и снижает требования к ростовому оборудованию. Изоморфная емкость эвтектики выше, чем у соответствующих оксидов, это дает возможность активировать ее различными ионами для реализации, например, сенсибиляционных процессов в лазере, которые повышают его КПД. Эвтектические кристаллы существенно упростят конструкцию гибридных лазеров, которые состоят из двух разных кристаллов, соединенных друг с другом посредством оптического контакта. Главный недостаток такого лазера состоит в том, что на стыке двух кристаллов существуют оптические потери, уменьшающие КПД лазера и искажающие фронт проходящей волны. Эти недостатки отсутствуют в лазере, созданном на эвтектическом кристалле, так как там нет этой границы.

Мы вырастили кристаллы эвтектики, состоящей из двух оксидов $BeAl_2O_4$ и $BeAl_6O_{10}$, и активировали их ионами Cr^{3+} .[4] Эвтектика представляла собой чередующиеся пластины этих соединений, которые были вытянуты вдоль направления выращивания. Толщина пластин составляла 2-3 мкм, толщина границ между пластинами была равной 0,6-0,8 мкм. Толщины пластин и границ между ними можно изменять, изменяя параметры технологического процесса: осевые и радиальные температурные градиенты, геометрию фронта кристаллизации, скорости вращения и вытягивания кристалла.

С использованием эвтектических кристаллов можно рассмотреть создание двух типов лазеров. Если пластины в эвтектике имеют одну толщину, то можно построить лазер



по типу брэгговского зеркала, если толщина пластин эвтектики разная, то можно использовать продольную накачку и трипель-призму для смешения излучения пластин эвтектики.

Кристаллы эвтектики были прозрачными, но содержали микропузыри. На полученных кристаллах проведены исследования спектроскопических свойств, котопоказали перспективрые ность их использования в фемтосекундных сверхмощных лазерах. Спектры люминесценции поглощения И представлены на рис. 1,2.



Рис. 2. Спектры поглощения эвтектики BeAl₂O₄/BeAl₆O₁₀:Cr³⁺.

Авторы благодарны сотрудникам Института физики НАН Республики Беларусь Е.В. Луценко и Н.В. Ржеутскому за запись спектров эвтектики.

Список литературы

- 1. А.А.Бочвар. Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплавов эвтектического типа. ОНТИ.М.; Л.1935.
- 2. W.K. Liebmann, E.A.Miller; J.A.P. 34 (1963) 2653.
- 3. R.Balda, S.Garcia-Revilla, J.Fernandez et al. J.of Luminescence 129, (2009), 1422-1427.
- 4. В.Н. Матросов, А.И.Алипиев, Т.А. Матросова. Диаграмма состояния системы BeO-Al₂O₃.Al₂O₃. Доклады АН БССР, 1986, Т.ХХХ.№10, 933-934.

ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ ДЛЯ СВЕРХМОЩНЫХ ЛАЗЕРОВ

Матросов В.Н, Матросова Т.А., Пестряков Е.В.

Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь, info@solix-crystal.com

С момента создания лазера на рубине [1] прошло немногим более пятидесяти лет, и никто не мог предположить, что за такой короткий срок лазеры найдут столь широкое применение в многообразной человеческой деятельности. Вслед за лазером на рубине были созданы лазеры на редкоземельных ионах, самым эффективным из которых является лазер на иттрий – алюминиевом гранате.[2] Но все эти лазеры позволяли получать генерацию на одной фиксированной длине волны, в то время как для решения многих задач, был необходим лазер, работающий на нескольких длинах волн, т.е. перестраиваемый лазер. В результате поиска были найдены среды, например, $CaF_2:U^{3+}$, которые могли перестраиваемых и азотных температурах, что было неприемлемо для практических применений [3].Также были созданы перестраиваемые лазеры на красителях, которые не нашли применение, так как жидкости-красители были токсичны и быстро разлага-

лись под воздействием накачки. В результате проведенных исследований нам впервые удалось найти среду, которая могла работать при комнатной температуре с перестройкой длин волн в широком диапазоне видимого спектра. Этой средой оказался александрит BeAl₂O₄:Cr³⁺[4], что способствовало бурному развитию исследований в данном направлении и становлению нового научного направления в области материаловедения и лазерной техники. Вскоре были получены кристаллы форстерита – Mg₂SiO₄:Cr⁴⁺[5], титан-сапфира – Al₂O₃:Ti³⁺[6], гексаалюмината бериллия BeAl₆O₁₀:Cr³⁺[7] и другие, которые, как и александрит, позволяли получать перестраиваемую генерацию при комнатной температуре. Авторы данной работы приняли самое активное участие в становлении и развитии этого научного направления.

Исследования спектроскопических свойств указанных выше кристаллов показали, что на них можно получать сверхкороткие импульсы порядка 3-5 фемтосекунд и ниже, а это означает, что мощность импульса может достигать огромных величин – десятки петаватт. Мощность в 1 ПВт равна суммарной мощности всех электростанций мира. Поэтому с открытием новых перестраиваемых лазерных сред возникло новое направление в квантовой электронике – сверхмощные фемтосекундные лазеры.

Для выращивания указанных кристаллов мы использовали метод Чохральского с индукционным нагревом. Выращивание осуществлялось из иридиевых тиглей в контролируемой атмосфере. Скорость вытягивания кристаллов составляла – 1,5–2,5мм/час, скорость вращения кристаллов зависела от диаметра кристалла, температурных градиентов в расплаве, от формы фронта кристаллизации и была равной 20-70 оборотов в минуту. После выращивания кристаллы охлаждались в течение 24–36 часов.

Вырастить тот или иной кристалл не является большой проблемой, но получить качественный лазерный кристалл, суммарные оптические потери которого не превышали бы 0,001см⁻¹, является довольно сложной задачей. В основном это связано с тем, что процесс получения кристаллов находится на стыке нескольких наук, таких как физическая химия, теплофизика, неорганическая химия, гидродинамика и других наук, каждая из которых оказывает свое влияние на процесс кристаллизации.

Каждое химическое соединение обладает своими свойствами, которые необходимо учитывать при проведении технологического процесса, но есть проблемы, которые являются общими для всех соединений. Одной из таких проблем является взаимодействие расплава с материалом тигля и с атмосферой, в которой проводиться выращивание.

Главным источником загрязнения кристаллов материалом тигля является остаточный кислород, находящийся в зоне кристаллизации. Он возникает за счет термической диссоциации расплава, низкого вакуума, а также вносится в камеру с шихтой и утепляющей керамикой. Реакция образования мелкодисперсного иридия протекает в две стадии.

 $Ir+O_2 \rightarrow IrO_2$ (1)

$$IrO_2 \rightarrow Ir+O_2$$
 (2)

На первой стадии компактный иридий, из которого состоит тигель, окисляется до IrO_2 (1) и часть его улетает с поверхности расплава, оставшаяся часть разлагается на мелкодисперсный иридий и кислород (2). Мелкодисперсный иридий может захватываться растущим кристаллом, делая его непригодным для применения в лазерах. Мерами борьбы с образованием включений иридия в кристаллах являются: высокотемпературная прокалка исходных компонентов и керамики перед опытом, создание высокого вакуума в камере выращивания, создание на дне тигля зоны с пониженной температурой, в этой зоне будет адсорбироваться мелкодисперсный иридий и не будет захватываться растущим кристаллом.

Важной характеристикой качества лазерного излучения является искажение волнового фронта. Оно показывает насколько изменилась форма падающей волны, пройдя через кристалл. Причинами искажения фронта являются: полосчатое распределение примеси в поперечном сечении кристалла, термонапряжения структуры и мелкодисперсные включения иридия в кристалле. Все эти причины приводят к многократному изменению коэффициента преломления структуры и значительному искажению волнового фронта, что снижает оптическое качество кристалла. Для уменьшения величины искажения волнового фронта мы применяли: «мягкий» отжиг кристаллов при высоких температурах, что способствовало снятию термических напряжений структуры; стабильное поддержание температуры расплава при выращивании кристаллов, что уменьшало примесную полосчатость; создавали условия выращивания, при которых примесь равномерно распределялась по длине кристалла.

В результате проведенных исследований нами была разработана технология получения лазерных кристаллов: BeAl₂O₄:Cr³⁺, Al₂O₃:Ti³⁺, Mg₂SiO₄:Cr⁴⁺, BeAl₆O₁₀:Cr³⁺ высокого оптического качества, их суммарные оптические потери составляли 0,001см-1, искажение волнового фронта на длине кристалла – 120 мм было равным 0,5-0,7 λ (λ =632,8нм).

Наши кристаллы Al₂O₃:Ti³⁺ использовались в европейском проекте, в установке для получения термоядерного синтеза.

Список литературы

- 1. T.Maiman, Nature 187(1960)493
- 2. J.E.Geusic et al., Yttrium gallium and gadolinium garnets. Appl.Phys. Lett. 4(10) (1964) 182.
- 3. P.Sorokin, M.J.Stevenson. Phys.Rev.Lett. 5(1960) 557.
- 4. В.Н. Матросов, Г.В. Букин, А.А.Годовиков. Способ получения монокристаллов. А.С. №607362, 1976, 5с.
- 5. V.Petrice, S.K.Gayen, R.R. Alfano et al. Appl.Phys.Lett., 1988, v.52, №13,p.1040-1042.
- 6. P.F. Multon. Ti-Doped Sapphire Tunable Solid-State Laser. "Optics News", 1982, vol.8, №6, p.9.
- В.Н. Матросов, А.И. Алимпиев, Т.А. Матросова и другие. Фазовая диаграмма BeO-Al₂O₃, выращивание и спектроскопические свойства кристаллов BeAl₆O₁₀:Cr³⁺ (Ti³⁺, Ni²⁺). Тезисы докладов IX Национальной конференции по росту кристаллов 16-20 октября 2000г., Москва, с.53.

АВТОМАТИЧЕСКОЕ УПРАВЛЕНИЕ ФОРМОЙ ФРОНТА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Матросов В.Н, Матросова Т.А., Пестряков Е.В.

Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь, info@solix-crystal.com

Фронт кристаллизации (ФК) – это граница раздела двух фаз: жидкой (расплав) и твердой (кристалл), которая образуется при выращивании кристаллов. Все важные процессы формирования структуры кристалла происходят на этой границе, поэтому очень важно знать не только форму этой границы, но и целенаправленно управлять ею на протяжении всего технологического процесса выращивания кристалла. До недавнего времени считалось, что если на протяжении всего процесса поддерживать постоянным диаметр кристалла, то можно получить кристаллы высокого оптического качества. Были созданы системы, поддерживающие постоянным диаметр кристалла, но качество кристаллов не улучшилось.Дальнейшие исследования показали, что очень важно контролировать форму ФК и управлять ею. В процессе выращивания кристалла ФК может быть: выпуклым, плоским и вогнутым. В зависимости от формы ФК изменяется коэффициент распределения примеси в кристалле, что вызывает поперечную полосчатость. На примесных полосах изменяется коэффициент преломления среды, что приводит к увеличению искажения волнового фронта луча и уменьшению КПД лазера. Чтобы избавиться от примесных полос, необходимо на протяжении всего процесса выращивания ФК не изменял форму. Для этого мы разработали систему, которая позволяла контролировать форму ФК и управлять ею. В качестве датчиков использовались: система взвешивания тигля с чувствительностью, равной 10 миллиграммам и катушка отбора мощности. Датчиками обратной связи для расчета геометрии кристалла и расчета уровней сигналов управления мощностью нагрева и скоростью вращения служили весовой датчик и датчик скорости вытягивания кристалла.

Разработанная программа учитывала левитацию и силу поверхностного натяжения расплава.

В автоматическом режиме выращивания кристаллов система контролировала и управляла: мгновенным углом разращивания кристалла, радиусом кристалла, второй производной веса по времени.

Идея контроля формы ФК заключалась в том, что при плоском ФК вторая производная веса по времени равна нулю. Если ФК переходит к выпуклой форме, то вторая производная не равна нулю и имеет знак плюс, при вогнутом ФК – знак минус.

Сигнал разбаланса поступает в систему автоматического управления процессом, которая имеет два контура реагирования: контур управления мощностью нагрева и контур регулирования скоростью вращения кристалла. Они отличаются постоянной времени, если у контура мощности она составляет несколько десятков минут, то у контура вращения кристалла она равна 2-3 минутам.

Исследования показали, что введение контура регулирования скоростью вращения кристалла позволило оперативно реагировать на нарушение тепловых условий в зоне ФК. Для этого потребовалось создание системы управления скоростью вращения с дискретизацией изменения скорости менее 0,005 об/мин и обработкой поступающей информации процесса со временем реакции менее 10 микросекунд.

Форма ФК связана со второй производной веса по времени, радиусом кристалла и отклонением угла разращивания от заданного. Наиболее чувствительным параметром оказался уход угла разращивания от заданного. При его положительном значении ФК стремится к выпуклой форме, а при его отрицательной величине ФК стремится принять вогнутую форму.

Система автоматического регулирования позволяет распределить меру воздействия на отклонение параметра между мощностью и скоростью вращения кристалла. Например, на скорость вращения установлено 15% управления, а на мощность – 85%. Это означает, что при отклонении параметра в первую очередь начнет работать малоинерционный контур регулирования – вращение кристалла, и если он не приведет систему в равновесие, то включится канал управления мощностью.

Разработанная система очень гибкая, с помощью множества коэффициентов она позволяет плавно изменять все параметры процесса прямо во время выращивания кристаллов и находить оптимальные условия для данного процесса кристаллизации. На монитор постоянно выводятся все параметры процесса в виде графиков. Это дает возможность контролировать ситуацию и при необходимости вмешиваться в нее.

В кристаллах александрита, выращенных с применением данной системы, практически отсутствовала примесная полосчатость, несмотря на высокий коэффициент распределения хрома, равный двум.

Созданная система автоматического поддержания формы ФК при выращивании кристаллов методом Чохральского позволяет поддерживать форму ФК постоянной на протяжении всего процесса выращивания кристаллов. При этом практически исчезает примесная полосчатость, и искажение волнового фронта в лазерных элементах, изготовленных из кристаллов, уменьшается от 2λ до 0,4-0,7 λ , что приводит к круглому пятну излучения лазера, в котором отсутствуют горячие точки. Все это способствует увеличению КПД лазеров и стабильной их работе.

ТЕХНОЛОГИЯ ТВЁРДОФАЗНОГО ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И СПЛАВОВ

Коржов В.П.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия korzhov@issp.ac.ru

Композиционные материалы представляют собой систему с двумя или несколькими структурными компонентами, выполняющими определённую функциональную роль. Так в жаропрочных композитах с многослойными структурами на основе сплавов Nb–Al и Ti– Al [1], прочные слои интерметаллических соединений ниобия или титана с алюминием придавали материалу жаропрочность. Слои пластичного Nb- или Ti-твёрдого раствора, чередующиеся с интерметаллическими слоями, препятствуя распространению в них трещин, делали такой композит трещиностойким.

В сверхпроводящей многослойной ленте из нано-размерных перемежающихся слоёв NbTi-сплава и Nb [2] слои NbTi-сплава несли сверхпроводящий ток, а Nb-слои были центрами закрепления сверхпроводящих вихрей. Присутствовавшие слои из меди стабилизировали сверхпроводимость всей системы. Бум исследований сверхпроводящих сплавов Nb-Ti пришелся на период 1960–1970-х годов и закончился разработкой промышленной технологии получения сверхпроводящих материалов на их основе. В настоящее время исследовательские работы по ним, с точки зрения сверхпроводимости не ведутся.

В данной работе методами диффузионной сварки и пакетной прокатки за 2 цикла изготовлены опытные образцы композиционных материалов, различающихся по функциональным свойствам: сверхпроводящая многослойная лента на основе сплава Nb–50Ti, стабилизированная медью, и жаропрочный материал со слоистой структурой. По отношению к жаропрочным композиционным материалам делается переход от применения для сборки пакета фольг чистых металлов к использованию фольг из Nb- и Ti-сплавов. Для получения сверхпроводящей ленты на основе сплава Nb-50%Ti предлагается обходиться в 1-м цикле без него, используя пакеты, набранные фольгами из Nb и Ti.

Получение и структура сверхпроводящей ленты. В первом цикле пакет собирался из 40 Nb- и 39 Ti-фольг толщиной соответственно 50 и 45 мкм. Расчётная толщина пакета в 1-м цикле – 3,755 мм. Пакет подвергался сварке при 1050°С в течение 10 мин под давлением 16,3 МПа и после этого прокатывался при комнатной температуре до толщины 0,2 мм (рис. 1).



Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения ленты вдоль направления прокатки после 1-го цикла диффузионной сварки и прокатки при комнатной температуре

Направление прокатки соответствовало направлению прокатки заложенных в пакет фольг Nb и Ti. Видно, что структура композита представляла собой чередование светлых и тёмных полос. Светлые слои – это Nb-твердый раствор (Nb), содержащий титан в количестве порядка нескольких десятых процента. Тёмные слои – сплав Nb-(20–30) мас.%Ti. Расчётные толщины Nb и Ti по окончанию 1-го цикла равнялись соответственно 2,7 и 2,4 мкм. Но в реальности толщина слоёв обоих компонентов варьировалась от нескольких до 10–15 мкм.

Во 2-м цикле пакет собирался в определённой последовательности из шести отрезков ленты, полученных после 1-го цикла, 2-х пластин из меди толщиной 0,15 мм и 2-х Nbфольг толщиной 20 мкм. Диффузионная сварка этого пакета проводилась при 900°С и давлении 19 МПа в течение 1,5 ч. В завершении пакет прокатывался при комнатной температуре до ленты толщиной 0,1 мм. Расчётные толщины слоёв (Nb) и NbTi-сплава ~150 нм.

На рис. 2 показано сечение пакета после 2-го цикла диффузионной сварки, ещё не подвергавшегося прокатке до ленты тонкого сечения. 76% его объёма занимается массивом (Nb)/NbTi с 2-фазной слоистой структурой (Nb) + NbTi. Остальной объём приходится на стабилизирующие наружные Си-обкладки. Между ними и (Nb)/NbTi находятся слои Nb, которые исполняют роль диффузионных барьеров против взаимодействия меди с Ti.



Рис. 2. Макро- и микроструктура поперечного сечения ленты после 2-го цикла диффузионной сварки – (*a*) и (б): (Nb) – Nb-твёрдый раствор

Результаты рентгеноспектрального анализа (PCA) свидетельствовали, что в (Nb)/NbTi-массиве полностью отсутствуют слои из чистого титана. Наибольшее содержание Ti, ~65 мас.%, наблюдалось в средней части «утолщений» тёмного цвета. В светлых слоях, идентифицированных как Nb-твёрдый раствор, его концентрация была на уровне нескольких мас.%. Оставшийся объем был представлен сплавом с ~50 мас.%Nb и ~50 мас.%Ti. Резюмируя данные PCA, можно констатировать, что диффузионное взаимодействие между Nb и Ti происходило, в основном, за счет диффузии Nb в слои титана, а не в обратном направлении.

Получение и структура жаропрочного композита. В 1-м цикле пакет собирался из тонких фольг сплавов ниобия Nb-2 мас.%Zr и Nb-0,1 мас.%C, молибдена и сплава на основе титана. Расположения слоёв дается выражением

$$NbZr / [\Sigma] / NbC / NbZr / [\Sigma] / NbC / NbZr ... / [\Sigma] / NbC,$$
(1)

где: $[\Sigma] - [Ti-сплав/NbC/Mo/NbZr/Ti-сплав]$ (Ti-сплав: 10,0%Cr-7,3%Mo-2,6 мас.%Al, остальное – Ti). Количество составляющих в пакете: $[\Sigma] - 5$, NbZr – 5, NbC – 5 шт. Размеры пакета: 1,9×25×40 мм³.

Пакет подвергался сварке при 1350°С в течение 1 ч. Нагрев, выдержка и охлаждение происходили при давлении 14,7 МПа. Структура пакета показана на рис. 3. Ті-сплав представлен слоями темного цвета, тяжёлый Мо – светлыми слоями. Другие слои определялись с помощью выражения (1).



Рис. 3. 1-й цикл. Структура пакета после сварки

После сварки пакет прокатывался до толщины 0,2 мм и разрезался на отрезки установленной длины, которые использовались для сборки пакетов во 2-м цикле.

На одну из наружных поверхностей ленточных отрезков наносился слой суспензии Si-порошка в поливинилбутирале. После высыхания из них собирался пакет, представлявший собой многослойные слои после 1-го цикла, перемежавшиеся слоями порошка из кремния. Во 2-м цикле режим диффузионной сварки был почти аналогичен первому. Отличие заключалось в более медленном (6,5–7 град./мин) нагреве на отрезке от комнат-ной температуры до ~600°С, чтобы клей успевал испаряться.

Микроструктура пакета разительно отличалась от той, что была после первой сварки (рис. 4,*a*).



Рис. 4. 2-цикл. Микроструктура поперечного сечения (*a*) и зоны между прослойками «после 1-го цикла» (*б*): 1 – слои, образовавшиеся на месте Si-покрытия, 2 – скопления карбидных выделений

Во-первых, существенно нарушилась регулярность расположения слоёв вследствие прокатки. Во-вторых, уменьшилось различие слоёв по световому контрасту в результате их диффузионного взаимодействия. Но, несмотря на это в направлении перпендикулярном поверхности слоев просматриваются «слои после 1-го цикла» (см. 1–5) со слоистой структурой. Они разделены тонкими диффузионными слоями, содержащими Si.

Тонкие слои между прослойками, образовавшиеся при сварке на месте кремниевых покрытий, показаны в увеличенном масштабе на рис. 4,6. Здесь же видны выделения чёрного цвета, консолидирующиеся посередине слоёв Ті-сплава в виде вытянутых скоплений. Характеристика выявленных структурных объектов дается ниже по результатам ло-кального PC-анализа.



Рис. 5. К результатам РС-анализа: 1-15 – номера спектров;

вставка внизу справа – зона влияния характеристического рентгеновского излучения

Структурные составляющие (рис. 5) отличались набором и содержанием элементов (мас.%). (1) Участки серого цвета (спектры 3, 4, 12, 14 и 15) сформировались на месте Ті-слоёв и содержат 51-69%Nb И 24-36%Ti. Остальное - Сг, Мо, С и Al. (2) Слои светло-серого цвета из карбида Ме₂С (спектры 6 и 11). гле Me – Nb (75.5 ± 0,4%), Ті (12,5 ± 0,1%), Сг и Мо. (3) Слои Мь-твердого раствора (~95,6%Nb) с С, Ті и Al (спектр 2). (4) Слои с большой концентрацией Мо (96,5-73%) и С от ~2,6 до ~8,4% (спектры 6 и 10). Поэтому нельзя отрицать образования карбидной фазы. (5) Включения монокарбида

NbC_{1-х} (спектр 1). (6) Включения (Ti-Nb)-карбида MeC (спектр 13), где Me – Ti и Nb (см. рис. 4, δ -2). (7) Слои (спектры 7-9) кремниево-углеродного соединения с ниобием MeX, где Me – Nb и Ti, X – Si и C (см. рис. 4, δ -1).

Список литературы

- Karpov Mikhail I., Korzhov Valery P. et al. Preparation, structure and high temperature properties of layered Nb/Al- and Ti/Al-composites // J. Intern. Scient. Public.: Materials, Methods and Technologies, 2014, v. 8, p. 177-185.
- 2. Карпов М.И., Коржов В.П. и др. Микроструктура и критическая плотность тока ленточных композитов с наноразмерными слоями из сверхпроводящих сплавов Nb-Ti // Физика и техника высоких давлений, 2008, т.18, №4, с. 70-76.
ОДНОВРЕМЕННОЕ ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ, ПУТЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Назаров А.А.¹, Самигуллина А.А.¹, Царенко Ю.В.², Рубаник В.В.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия <u>AANazarov@imsp.ru</u> ²Институт технической акустики НАНБ, г. Витебск, Беларусь ita@vitebsk.by

Ультрамелкозернистые (УМЗ) металлы и сплавы, полученные деформационными методами, имеют очень высокую прочность, но значительно более низкую пластичность по сравнению с крупнокристаллическими материалами. Это связано с ограниченной возможностью упрочнения за счет накопления дислокаций при малом размере зерен, а также с неравновесным состоянием УМЗ материалов, которое характеризуется высокими внутренними напряжениями, воздаваемыми внесенными в процессе деформации дефектами.

Для релаксации внутренних напряжений и повышения пластичности используют различные обработки, включающие отжиг. При отжиге, однако, может происходить рост зерен, и повышение пластичности неминуемо сопровождается потерей определенной части уже достигнутой высокой прочности. Поэтому поиск путей повышения пластичности УМЗ материалов без потери прочности является одной из важных фундаментальных задач физики этих материалов.

Ультразвуковая обработка (УЗО) обладает очень широким спектром воздействия на микроструктуру и механические свойства материалов. Одним из таких воздействий является релаксация внутренних напряжений в предварительно деформированных материалах, то есть, стимуляция процессов возврата. Один из механизмов такого эффекта, ультразвуковая стимуляция полигонизации, был рассмотрен в работе [1]. Качественная модель воздействия ультразвука на неравновесную структуру УМЗ металлов была предложена в работах [2,3]. Согласно этой модели, ультразвук стимулирует генерацию дислокаций в зернах и их дрейфовое движение к неравновесным границам зерен под действием создаваемых последними напряжений, что приводит в «гашению» этих источников внутренних напряжений.

При умеренных амплитудах ультразвуковых напряжений релаксация структуры УМЗ материалов может приводить к изменению их механических свойств. Эти изменения в достаточно широком интервале амплитуды ультразвука были исследованы на примере никеля технической чистоты НП2 с УМЗ структурой, полученной равноканальным угловым прессованием (РКУП).

Цилиндрические образцы никеля НП2 диаметром 20 мм и длиной около 100 мм были подвергнуты РКУП в 12 проходов по маршруту B_C при температуре 350°C. После РКУП образцы были подвергнуты небольшой экструзии для увеличения длины до 110 мм. Один из обработанных таким образом образцов был оставлен для сравнительных исследований, а из второго был изготовлен образец для УЗО с резьбой на конце и рабочей длиной 104 мм, примерно равной половине длины волны ультразвука частотой 22 кГц в никеле. Это образец был подвергнут УЗО по схеме, представленной на рис. 1.

При приложении ультразвуковых колебаний в образце возбуждается стоячая волна, в которой смещения распределены по закону $\xi = \xi_0 \cos \omega x$, где ξ_0 – максимальная амплитуда, с которой колеблются концы стержня, и ω - круговая частота колебаний. Нормальные упругие напряжения в образце распределены по закону $\sigma(x) = \sigma_0 \sin \omega x$, где σ_0 – максимальная амплитуда напряжений, которая достигается в середине образца (рис. 1). Интенсивность колебаний была выбрана таким образом, чтобы эта амплитуда составила $\sigma_0 = 100 \text{ M}\Pi a$, так что разные поперечные сечения образца подвергаются УЗО с амплитудой напряжений сжатия-растяжения в интервале от 0 на концах до 100 МПа в середине.

Для исследования микроструктуры и механических свойств после УЗО с разной амплитудой образец был разрезан на 42 диска толщиной 2,5 мм, из каждого из которых были изготовлены по два образца для испытаний растяжением с размерами рабочей части $2 \times 1 \times 1.5 \text{ мм}^3$ (рис. 2). Аналогичные образцы для растяжения были изготовлены из дисков, вырезанных из четырех участков образца, не подвергнутого УЗО. Все эти образцы были испытаны растяжением при комнатной температуре с помощью испытательной машины INSTRON, из результатов испытаний были определены предел текучести $\sigma_{\rm T}$, прочности $\sigma_{\rm B}$ и удлинение до разрушения δ .





Рис. 1. Схема ультразвуковой обработки цилиндрического образца УМЗ никеля

Рис. 2. Смеха вырезки образцов из УМЗ никеля после ультразвуковой обработки

Результаты испытаний приведены на рис. 3 и 4, где изображены зависимости удлинения до разрушения δ и предела прочности $\sigma_{\rm B}$ от амплитуды ультразвуковых напряжений, соответствующих различным поперечным сечениям образца. Черные квадраты с указателями погрешностей изображают результаты измерений для облученного ультразвуком образца, сплошные линии - линии тренда зависимостей, а белые кружки - результаты измерений для необлученного ультразвуком образца.





Рис. 3. Зависимость удлинения до разрушения УМЗ никеля от амплитуды ультразвуковой обработки

Рис. 4. Зависимость предела прочности УМЗ никеля от амплитуды ультразвуковой обработки

Рисунки показывают, что и предел прочности, и пластичность после РКУП и небольшой экструзии распределены равномерно по длине образца, и все изменения после УЗО связаны именно с действием ультразвука.

Распределения предела прочности и удлинения до разрушения после УЗО по длине образца симметричны относительно его центра, что свидетельствует об отсутствии значи-

тельного затухания ультразвука. Предел текучести изменяется аналогичным образом от 800 МПа до 1050 МПа.

Результаты исследований показывают весьма необычное воздействие ультразвука на характеристики прочности и пластичности УМЗ никеля. Одновременно с повышением удлинения до разрушения происходит не снижение, а прирост предела текучести. При этом очевидно, что результат воздействия зависит от амплитуды ультразвука. Имеется оптимальная амплитуда (в данном случае $\sigma_0 \approx 75$ МПа), при которой эффект повышения обеих характеристик максимален. При дальнейшем увеличении амплитуды ультразвука величина прироста уменьшается. Можно предположить, что при амплитудах, лежащих существенно выше исследованных значений, возможен обратный эффект - снижение пластичности. Что касается прочности, она может меняться немонотонно, снижение может смениться ростом при высоких амплитудах за счет генерации дислокаций.

Рентгеноструктурные и электронномикроскопические исследования показали, что при всех исследованных амплитудах ультразвука заметный рост зерен отсутствует, происходит релаксация неравновесных границ зерен и снижение среднеквадратичных упругих напряжений. Следовательно, изменение механических свойств связано с релаксационным воздействием ультразвука на микроструктуру УМЗ материала.

Таким образом, подвергая УМЗ материал ультразвуковой обработке с умеренной амплитудой, можно добиться значительного одновременного повышения характеристик прочности и пластичности УМЗ металлов, что обычно невозможно при использовании других методов обработки, включающих отжиг.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 14-02-31160-мол_а и БРФФИ 15Вт-003.

Список литературы

- 1. Назаров А.А., Ханнанов Ш.Х. Ультразвуковая стимуляция процесса полигонизации // Физ. и химия обр. матер. 1986. № 4. С. 109-114.
- 2. Назаров А.А., Самигуллина А.А., Мулюков Р.Р., Царенко Ю.В., Рубаник В.В.Изменение микроструктуры и механических свойств наноматериалов при ультразвуковом волновом воздействии // Пробл. машиностр. и надежн. машин. - 2014. - № 2. - С. 77-84.
- Samigullina A.A., Nazarov A.A., Mulyukov R.R., Tsarenko Yu.V., Rubanik V.V. Effect of ultrasonic treatment on the strength and ductility of bulk nanostructured nickel processed by equal-channel angular pressing // Rev. Adv. Mater. Sci. - 2014. - V. 39. - P. 14-34.

БИМЕТАЛЛЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Беляев С. П.¹, Рубаник В. В.^{2,3}, Реснина Н. Н.¹, Рубаник В. В. мл.^{2,3}, Ломакин И. В.¹, Демидова Е.С.¹

¹ Санкт Петербургский государственный университет, Санкт Перетбург, Россия ² Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь ³ Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь <u>spbelyaev@mail.ru</u>

Биметаллы с эффектом памяти формы являются потенциальными материалами для их использования в качества силовых элементов термомеханических приводов с эффектом памяти формы. Эти композиционные материалы состоят из двух слоев, один из которых является сплавом с эффектом памяти формы и выступает в роли активного элемента, а другой – выступает в роли пассивного упруго-пластического элемента. После предварительной деформации такие биметаллические пластины способны демонстрировать обратимое формоизменение при охлаждении и нагревании, величина которого будет на несколько порядков больше, чем у обычных биметаллических пластин.

Вместе с тем, для того чтобы использовать биметаллы с эффектом памяти формы в термомеханических приводах необходимо решить ряд задач, основными из которых являются получения биметаллических пластин с эффектом памяти формы, исследование их структуры и свойств, оптимизация геометрических размеров элементов из биметаллических пластин и определение оптимальных режимов деформирования пластин, обеспечивающих максимальное обратимое формоизменение биметаллов при многократных теплосменах. Для того чтобы решить эти задачи необходимо провести комплексное исследование исследование функциональных свойств биметаллов с эффектом памяти формы, что и явилось основной целью данной работы.

Сплавы с эффектом памяти формы можно соединить с другими металлами и сплавами различными методами сварки (дуговая, лазерная, плазменная, сварка трением и т.д.). Однако общим для всех этих методов является образование зоны термического влияния в области сварного шва, что связано с локальным разогревом соединяемых материалов. Ширина зоны термического влияния зависит от вида сварки и варьируется от десятков до сотен микрометров. Микроструктура сплавов в зоне термического влияния отличается от структуры в остальном объеме соединяемых сплавов, что приводит к охрупчиванию биметаллов и существенно ухудшает их свойства. Единственным способом соединения сплавов, который не приводит к образованию зоны термического влияния, является сварка взрывом, поэтому именно этот метод был использован в настоящей работе для получения биметаллов с эффектом памяти формы.

В работе были получены сваркой взрывом композиты "Ti_{49,3}Ni_{50,7} - сталь", "Ti₅₀Ni₅₀ – Ti_{49,3}N_{50,7}", "Ti₅₀Ni₅₀ – бронза" и "Ti₅₀Ni₅₀ – ВТ6". Материал пассивного упруго – пластического слоя меняли для того чтобы оценить влияние механических свойств этого слоя на способность биметаллических композитов обратимо деформироваться.

Структуру биметаллических композитов, полученных сваркой взрывом, исследовали методами оптической микроскопии, электронной сканирующей микроскопии и по измерению микротвердости. Данные электронной микроскопии показали, что в процессе сварки взрывом сварной шов оказывается узким, при этом не наблюдается зон термического влияния и макроскопических дефектов (трещин, пор, несплошностей). В композите " $Ti_{50}Ni_{50} - Ti_{49,3}N_{50,7}$ " обнаружены области, в которых происходило локальное подплавление в процессе сварки взрывом. В этих областях структура соответствует структуре слитка – по границам областей образуются столбчатые кристаллы, а внутри области – равноосные. Полученные результаты показали, что при соударении пластины подвергаются значительной пластической деформации, которая приводит к уменьшению размера зерна и увеличению микровтердости. По мере удаления от сварного шва пластическая деформация уменьшается, при этом наблюдается увеличение размера зерен и уменьшение микротвердости.

Исследование мартенситных превращений, проведенное методом дифференциальной сканирующей калориметрии, показало, что пластическая деформация, которую приобретают пластины при соударении, приводит к частичному подавлению мартенситных переходов, увеличивает их температуры и расширяет температурные интервалы фазовых переходов. Установлено, что отжиг при температурах 450 – 600 °C в течение 1 - 2часов полностью восстанавливает параметры мартенситных переходов, имеющих место в слое из сплава TiNi. Кроме этого показано, что варьируя температуру термообработки удается направленно менять последовательность мартенситных переходов в слое из сплава TiNi, обогащенного никелем.

Для исследования функциональных свойств биметаллов с эффектом памяти формы была разработана специальная методика, позволяющая регистрировать изменение прогиба плоских образцов при трех-точечном деформировании и последующем термоциклировании через температурный интервал мартенситных переходов. Все образцы деформировали

до некоторой деформации при температуре, при которой слой из сплава с эффектом памяти формы находился в мартенситной фазе. После этого образцы разгружали, нагревали через температурный интервал обратного перехода для того чтобы инициировать эффект памяти формы, и далее охлаждали и нагревали в интервале температур прямого и обратного мартенситных превращений для того чтобы зарегистрировать обратимое формоизменение.

Первоначально было изучено влияние соотношения толщин слоев, входящих в биметаллический композит, на величину обратимой деформации. Для этого образцы с различным соотношением толщин деформировали до 5 %. На рис. 1 представлены зависимости обратимой деформации от соотношения толщин слоев композита, полученные для биметаллов "Ti_{49,3}Ni_{50,7} - сталь", "Ti₅₀Ni₅₀ – Ti_{49,3}N_{50,7}". Видно, что зависимости немонотонные и максимальное значение обратимая деформации достигает в биметаллах, в которых толщина функционального слоя составляет 55 – 60 %. Показано, что в таких биметаллах положение нейтральной линии при изгибе совпадает с положением сварного шва, т.е. в этих условиях функциональный слой подвергается только растяжению, а пассивный упруго-пластический слой – только сжатию.



Рис. 1. Зависимости обратимой деформации от соотношения толщины функционального слоя (сплава TiNi) к общей толщине биметалла, полученные для композитов "Ti_{49,3}Ni_{50,7} - сталь" (*a*), "Ti₅₀Ni₅₀ – Ti_{49,3}N_{50,7}" (δ).

Исследовано влияние деформации, остаточной после разгрузки, на способность биметаллов с оптимальным соотношением толщин, обратимо деформироваться при охлаждении и нагревании. Показано, что зависимость обратимой деформации от остаточной деформации определяется типом мартенситного превращения, реализуемого в слое из сплава TiNi, и способностью сплава к пластическому деформированию. Так, в биметаллах, в которых слой из сплава TiNi характеризуется низким пределом текучести (например, "Ti_{49,3}Ni_{50,7} - сталь" и "Ti₅₀Ni₅₀ – Ti_{49,3}N_{50,7}" после отжига при температуре 600 °C), зависимость обратимой деформации от остаточной является немонотонной и максимальное значение обратимой деформации достигается при $\varepsilon_{oct} = 5\%$ (Рисунок 2 а). Деформирование до больших значений деформации понижает величину обратимой деформации, которая регистрируется в образце при многократных теплосменах. В биметаллах, в которых слой из сплава TiNi оказывается упрочненным, например за счет частиц вторичных фаз, как в биметаллах "Ti_{49,3}Ni_{50,7} - сталь" и "Ti₅₀Ni₅₀ – Ti_{49,3}N_{50,7}" после отжига при температур рах 450 – 500 °C, зависимость обратимой деформации от остаточной является монотонной и максимальное значение обратимой деформации наблюдается при $\varepsilon_{oct} = 9,5\%$ (рис. 2 δ).



Рис. 2. Зависимости обратимой деформации от остаточной деформации, полученные в биметалле "Ti₅₀Ni₅₀ – Ti_{49,3}N_{50,7}" с оптимальным соотношением толщин, отожженным при температуре 600 °C (α) и 450 °C ($\overline{\alpha}$).

Результаты исследования показали, что биметаллы с эффектом памяти формы, полученные сваркой взрывом, демонстрируют обратимое формоизменение при многократном термоциклировании и могут быть использованы в качестве активных элементов термомеханических приводов с эффектом памяти формы. В работе установлены оптимальные геометрические параметры биметаллов, определены оптимальные условия отжига и предварительного деформирования, позволяющие сформировать в образцах максимальное обратимое изменение формы при многократных теплосменах.

Работа выполнена в рамках совместного гранта РФФИ (№ 14-01-90007_Бел_а) – БФФИ (№ Т14Р-232).

ПРОЦЕССЫ, ОТВЕТСТВЕННЫЕ ЗА ИЗМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА ТіNi ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

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

Санкт Петербургский государственный университет, Санкт Петербург, Россия <u>resnat@mail.ru</u>

В устройствах многократного действия элементы из сплавов с эффектом памяти формы подвергаются многократным теплосменам через температурный интервал мартенситных переходов. Известно, что в сплавах на основе TiNi при термоциклировании меняются параметры мартенситных переходов и эффектов памяти формы и накапливается макроскопическая необратимая деформация. Последнее явление оказывает негативное воздействие на работоспособность устройства, так как приводит к деградации рабочих характеристик элемента из сплава с эффектом памяти формы и уменьшает долговечность материала. Поэтому исследование способов стабилизации свойств сплавов с памятью формы при термоциклировании является очень актуальной задачей. Большое количество исследований, посвященных данной проблеме, позволило установить основные закономерности изменения свойств при термоциклировании и связать эти изменения с увеличением плотности дислокаций. Однако процессы, отвечающие за изменения плотности дефектов и накопление необратимой деформации, до сих пор не установлены. Исследование этих процессов явилось основой целью настоящей работы. В работе установлено, что при термоциклировании сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ плотность дислокаций меняется неоднородно и в исходно однородном материале возникают области с высокой и низкой плотностью дефектов. Поскольку плотность дислокаций оказывает влияние на параметры мартенситных переходов, то в процессе термоциклирования области с различной плотностью дефектов претерпевают различные мартенситные переходы в разных температурных интервалах.

Для того чтобы установить особенности изменения плотности дислокаций при термоциклировании проведены исследования изменения мартенситных превращений в интервале температур неполного прямого и обратного фазовых переходов. Полученные данные показали, что при охлаждении в процессе прямого перехода плотность дислокаций в материале увеличивается однородно по объему сплава. При этом увеличение плотности дислокаций происходит только в аустенитной фазе, а мартенситная фаза лишь наследует дефекты при превращении. В процессе нагревания плотность дислокаций уменьшается и в сплаве наблюдается разупрочнение, степень которого зависит от доли материала, претерпевшего обратное превращение. Показано, что именно полнота процесса разупрочнения определяет скорость изменения температур мартенситных переходов при термоциклировании и формирование неоднородной дислокационной структуры.

Вместе с тем изменение плотности дислокаций при разупрочнении должно оказывать влияние на изменение функциональных свойств и на накопление необратимой деформации при термоциклировании. Поэтому в работе изучали изменения деформации при термоциклировании сплава TiNi под напряжением. Было выбрано два значения напряжения, 50 МПа, которое было ниже предела переориентации мартенситных кристаллов (125 МПа), и 200 МПа, которое было выше предела переориентации мартенситных кристаллов.

Полученные данные позволили установить, что величины эффектов памяти формы и интенсивность накопления необратимой деформации при термоциклировании сплава Ti₅₀Ni₅₀ под напряжением зависят от доли прямого превращения, реализуемого при охлаждении (рис. 1). Чем больший объем материала претерпевает переход в мартенситную фазу при охлаждении под напряжением, тем большая необратимая односторонняя пластическая деформация накапливается в образце.



Рис. 1. Зависимости суммарной накопленной пластической деформации ε_{nn} от количества циклов, полученные при термоциклировании сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ под напряжением 50 МПа (*a*) и 200 МПа (*б*) в интервале температур неполного прямого перехода. Доля прямого перехода, реализованного при охлаждении, указана у кривых.

Для того чтобы определить причины накопления необратимой деформации проанализировали данные об изменении деформации, накопленной за 30 циклов, и изменении плотности дефектов, о чем судили по данным электросопротивления в зависимости от напряжения, действующего при термоциклировании. Полученные данные впервые показали, что увеличение плотности дефектов за тридцать циклов не зависит от того, действует ли напряжение при теплосменах или нет. Вместе с тем макроскопическая деформация возникает только в том случае, если термоциклирование осуществляется под нагрузкой. Различие между этими двумя экспериментами заключается лишь в том, что при охлаждении в свободном состоянии в материале с равной вероятностью возникают 24 варианта мартенсита, при этом фазовая и пластическая деформация, сопровождающие появление каждого из мартенситных кристаллов, компенсируют деформации, созданные кристаллами мартенсита других ориентаций. При охлаждении под нагрузкой в материале возникают благоприятно ориентированные кристаллы мартенсита, в которых сдвиг со-направлен с нагрузкой. Доля таких кристаллов превосходит доли каждого из остальных вариантов мартенсита, поэтому фазовая и пластическая деформации не компенсируются, что является причиной проявления эффекта пластичности превращения и накопления необратимой макроскопической деформации. Таким образом, в работе впервые показано, что накопление необратимой деформации связано с появлением благоприятно ориентированных кристаллов мартенсита.



Рис. 2. Зависимости деформации, накопленной за тридцать циклов и относительного изменения электросопротивления от величины напряжения, действующего при термоциклировании сплава Ti₅₀Ni₅₀.

Анализ изменения пластической деформации и плотности дефектов за тридцать циклов через различную долю прямого перехода и под различным напряжением (рис. 3) показал, что при охлаждении под малым напряжением в сплаве образуются как ориентированные кристаллы мартенсита, которые дают вклад и в накопление необратимой деформации и в увеличение плотности дефектов, так и неориентированные кристаллы, которые дают вклад только в изменение плотности дефектов. Это хорошо согласуется известными представлениями. Вместе с тем, впервые было показано, что при охлаждении под напряжением, превышающим предел переориентации, неориентированные кристаллы, возникшие на начальных этапах превращения, дополнительно подвергаются силовой переориентации на завершающей стадии перехода, что и дает дополнительный вклад в накопление необратимой деформации.



Рис. 3. Изменения пластической деформации и удельного электросопротивления за 30 термоциклов под напряжением 50 МПа (квадраты) и 200 МПа (окружности). Доля прямого превращения, реализуемого при термоциклировании, указана в легенде. Обнаружено, что при обратном переходе в процессе нагревания под напряжением, в сплаве происходит разупрочнение. Этот процесс влияет на накопление необратимой деформации при термоциклировании сплава Ti₅₀Ni₅₀ под нагрузкой. Разупрочнение обеспечивает уменьшение предела текучести при нагревании, что облегчает накопление пластической деформации при последующем охлаждении. Установлено, что факторы, влияющие на полноту реализации разупрочнения при нагревании – максимальная температура до которой нагревали образец и скорость нагревания – оказывают влияние на изменение параметров мартенситных превращений, функциональных свойств и необратимой деформации.

Таким образом, полученные результаты показали, что полнота реализации процессов упрочнения и разупрочнения при охлаждении и нагревании определяет параметры мартенситных переходов и оказывает влияние на стабильность функциональных свойств и накопление необратимой пластической деформации при термоциклировании. Чем больше в сплаве областей с высокой плотностью дефектов, тем меньше величина необратимой деформации, накапливающейся в образце при термоциклировании. Для того, чтобы этого добиться необходимо подавить процессы разупрочнения, которые имеют место при нагревании. С другой стороны, чем интенсивнее процесс разупрочнения реализуется при нагревании, тем больше в образце областей с низкой плотностью дефектов, а, следовательно, тем меньше изменение температур мартенситных переходов при термоциклировании.

Работа выполнена в рамках комплексного проекта СПбГУ № 6.37.147.2014 и 0.37.177.2014.

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Пермякова И.Е.¹, Глезер А.М.^{1, 2}, Иванов А.А.³, Шеляков А.В.³

¹ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия, inga_perm@mail.ru ² НИТУ МИСиС, Москва, Россия, a.glezer@mail.ru ³ НИЯУ МИФИ, Москва, Россия, andrej.ivanov@gmail.com; alex-shel@mail.ru

Введение

Новые перспективные процессы лазерной обработки все чаще внедряются в нанотехнологии и современное материаловедение. В настоящее время наблюдается возрастающий научный интерес к изменению физических свойств сплавов при переходе из аморфного в кристаллическое состояние. Метод лазерной обработки позволяет контролировать процесс формирования нанокристаллов, путем изменения энергии лазерного излучения, длительности импульсов, их частоты. Привлекательным при использовании лазерного облучения является и то, что, задавая закон распределения температур по объему материала, можно получать композиты с необходимым составом структурных единиц и структурных параметров. Использование лазерного воздействия может быть эффективным для локального повышения механических, магнитных характеристик аморфных сплавов (AC) и композитов на их основе. Анализируя литературные данные, следует отметить, что в научных кругах существует некий дефицит в исследованиях подобного рода. Таким образом, исходя их вышеизложенного, возникает необходимость в детальном и комплексном изучении физических особенностей лазерного облучения AC с целью создания аморфно-нанокристаллических композитов с повышенной термической стабильностью, оптимальной твердостью, ненулевой пластичностью, коррозионностойкостью и улучшенными магнито-мягкими характеристиками.

Материалы и методика

Объектами исследования являлись быстрозакаленные ленты AC (Fe₅₀Ni₃₃B₁₇ и Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr₄Si₇B₁₈) толщиной 20 мкм и 30 мкм. Модификация их структуры и механических свойств проводилась с использованием облучения эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером с длиной волны 248 нм и длительностью импульса 20 нс. Аморфность и степень кристаллизации AC контролировалась проведением структурных исследований (ПЭМ и PCA). Морфологию облучаемой поверхности AC и характер изломов изучали посредством оптической и сканирующей электронной микроскопии. Индентирование для определения микротвердости сплавов в облученных зонах лазерного воздействия проводили по стандартной методике на микротвердомере.

Результаты и обсуждение

С целью изготовления первых пробных аморфно-кристаллические композитов осуществлен подбор параметров лазерного воздействия: количество импульсов варьировалось от 1 до 1000; энергия импульса составляла 150 мДж; плотность энергии ~ 0,6 Дж/см²; площадь пятна ~ 25 мм².

Изучено морфологическое многообразие изменения рельефа поверхности после импульсного лазерного воздействия. Выявлено, что, начиная с 700 импульсов, на поверхности AC формируются оксидные пленки с цветами побежалости (рис. 1 *a*, *б*). Зная градуировочную таблицу цветов побежалости AC при термической обработке, можно приблизительно оценить температуру локальную нагрева сплава, подвергавшегося лазерному облучению. При сравнении, в качестве примера, с цветами побежалости при обычном печном отжиге AC Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr₄Si₇B₁₈, можно констатировать, что температуры кратковременного нагрева материала при импульсах *n* = 700-1000 лежат в диапазоне от 450 до 850 ^оC. Кроме того, в зонах облучения лазером могут наблюдаться участки с областями перекристаллизации (рис. 1 *в*) и рост дендритов (рис. 1 *г*). Все это является «индикаторами» значительного разогрева поверхности ленточных образцов.

Кратеры, ступени и брызги (рис. 1 e) на поверхности сплава Fe-Ni-B, облученного при n = 800 импульсов и выше, являются результатом интенсивного испарения. Облако пара экранирует падающее излучение, увеличивая свою температуру и давление. Таким образом, оно воздействует на расплав, вытесняя материал под собой, образуя ступени, брызги.

Фрактографические исследования позволили оценить глубины закристаллизовавшихся слоев при лазерном воздействии (рис. 2). Путем изменения числа импульсов получены тонкие кристаллические слои на поверхности лент АС, двухслойные композиты из аморфно-кристаллических составляющих, а также полностью объемные закристаллизованные сплавы.

На рис. 3 продемонстрирован типичный вид поверхности разрушения ленточных образцов исследуемых АС в области фронта, разграничивающего участок лазерного воздействия от необработанной зоны. При детальном рассмотрении видно, что характер разрушения при переходе от одной зоны к другой меняется. В области, проработанной лазером, наблюдается хрупкое разрушение, в отличие от исходной аморфной зоны, с волокнистым вязким изломом, характеризующимся совокупностью как гладких участков скола так и системы переплетающихся «вен».



Рис. 1. Микроструктура облученной поверхности AC Fe-Ni-B при n = 800 импульсов: *a*) оксидная пленка, указанная стрелкой; *б*) цвета побежалости на поверхности и на фронте облученной зоны; *в*) релаксационные эффекты ступенчатого волнового течения под действием движения зоны оплавления; *г*) дендриты.

Проведена оценка микротвердости по Виккерсу для сплава системы Co–Fe–Cr–Si–В в зонах селективного лазерного облучения, полученных при разных числах импульсов (рис. 4). Видно, что изменение Hv(n) носит весьма немонотонный характер. Наблюдаются два пика микротвердости. Следует отметить, что I максимум микротвердости при лазерной обработке $Hv_{laser} = 15$ ГПа в пределах аморфного состояния (см. гало на 1-ой дифракции рис. 4) несколько выше, чем при печном отжиге $Hv_{anneal} = 13,2$ ГПа. Данный факт говорит о том, что лазерный нагрев при 100 импульсах эффективнее способствует упрочнению материала, чем низкотемпературный печной отжиг, соответствующий температурам 100-150 °C. В то же время, он уступает технологии ИПД при 1/32-1/16 оборота, в результате которой, на первом этапе упрочнения АС, микротвердость достигает наибольшей величины $Hv_{SPD} = 20$ ГПа. По мере увеличения числа импульсов от 400 и выше, происходит более высокая термическая обработка, ведущая к стабилизации структуры и ко II пику микротвердости в условиях лазерного воздействия.



Рис. 2 Фрактография AC после лазерного воздействия: $a, \delta - \text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ частично закристаллизованный (30 % и 50 %, соответственно), $e - \text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$ полностью закристаллизованный.

При кристаллизации AC, в ходе появления и «оптимального» распределения по объему аморфной матрицы дисперсных кристаллических частиц на основе кобальта, (см. точечные рефлексы на 2-ой дифракции рис. 4) твердость и напряжение механического течения растут.



Рис. 3. Поверхность разрушения ленты AC Co-Fe-Cr-Si-B: *1* – необработанная область, *2* – зона лазерного воздействия.



Рис. 4. Зависимость микротвердости Hv сплава $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$ от количества импульсов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант «А» № 14-02-00075).

КОНФОКАЛЬНАЯ ЛАЗЕРНАЯ СКАНИРУЮЩАЯ МИКРОСКОПИЯ – НОВЫЙ МЕТОД КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ФРАКТОГРАФИИ

Мерсон Е.Д.¹, Мерсон Д.Л.¹, Кудря А.В.², Траченко В.А.²

¹ Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия ² НИТУ "МИСиС", г. Москва, Россия D.Merson@tltsu.ru

Метод конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ), изначально разрабатывавшийся для исследования объектов биологии и медицины, в последнее время находит все большее применение для решения материаловедческих задач. Например, с его помощью можно оценивать объем пор на поверхности, получать точное объемное изображение очагов коррозии, дорожек трения, поверхностей изломов и др. [1,2].

В настоящей работе на примере охрупченной различными способами малоуглеродистой стали марки S235JR продемонстрированы возможности метода КЛСМ для фрактографический исследований.

В основе КЛСМ лежит конфокальная оптическая схема, при которой с помощью специальной диафрагмы отсекаются внефокусные лучи света. Путем послойного сканирования поверхности объекта лазерным лучом для каждой точки поверхности определяют координаты в трехмерном пространстве, что позволяет воссоздавать очень точное 3-D изображение поверхностей высокой кривизны с развитым рельефом.

В одном случае образцы стали в нормальном (отожженном) состоянии подвергали одноосному растяжению при температуре жидкого азота (-196°С), тем самым, моделировали низкотемпературное охрупчивание. В другом случае, деформирование тех же, но предварительно наводороженных, образцов осуществляли при комнатной температуре, т.е. реализовывали водородное охрупчивание.

Исследование изломов разрушенных образцов проводили с помощью КЛС микроскопа Lext OLS4000, Olympus, имеющего разрешение в горизонтальной плоскости 110 нм, а в вертикальной – 10 нм.

На рис. 1 приведены диаграммы испытания образцов исследуемой стали на растяжение. По сравнению с металлом в исходном состоянии, наводороживание приводит к снижению напряжения начала текучести и общей пластичности без существенного изменения прочности. При температуре испытания –196°С резко снижается пластичность и возрастает прочность.



Рис. 1. Диаграммы растяжения образцов: 1 – в исходном состоянии (после вакуумного отжига), 2 – при –196°С и 3 – после наводороживания

Излом исходного образца, испытанного при температуре жидкого азота, имел полностью хрупкий характер (рис. 2). Разрушение происходило по механизму чистого транскристаллитного скола, о чем свидетельствуют типичные фасетки скола, образованные вдоль кубических кристаллографических плоскостей отдельных зерен (рис. 2δ). Такой тип излома является хорошо известной особенностью разрушения ОЦК металлов при низкотемпературном охрупчивании, когда разрушение происходит отрывом вдоль кристаллографических плоскостей {100}, т.е. плоскостей, расположенных под углом 90° друг к другу в пределах одного зерна. С помощью метода КЛСМ было показано, что, действительно, многие зерна разрушались с образованием двух или более фасеток скола, ориентированных друг к другу под углами близкими к 90° (рис. 26, 2,).



Рис.2. Микрорельеф поверхности разрушения образца, испытанного при –196°С: *a*) – 2D вид сверху, *δ*) – 3D вид в изометрии; *в*) – 2D вид сверху с указанием линии профиля; *г*) – 3D вид в изометрии с указанием секущей плоскости профиля (положение наблюдателя указано стрелкой)

Излом образца, насыщенного водородом, имел смешанный характер. Часть поверхности излома сохраняла вязкий ямочный рельеф. Другая, большая по площади область, была занята участками хрупкого разрушения эллипсообразной формы. В литературе такие дефекты известны под названием «рыбий глаз». Рельеф поверхности сколоподобного разрушения, соответствующий дефектам «рыбий глаз» принципиально отличался от рельефа поверхности чистого скола в образце, испытанном при –196°С. Поверхность разрушения

была гораздо менее угловатой по причине минимальной разориентировки фасеток между соседними зернами (рис. 3). При этом «макрорельеф» таких дефектов был различным: одни из них имели форму неглубокой чаши с плоским дном, а другие были более сложной формы, например, в виде поверхности сколоподобного разрушения, закрученной винтом (рис. 3*a*).

С помощью специального программного обеспечения были измерены углы разориентировки между смежными фасетками в изломах разрушенных образцов. Для наводороженных образцов под фасеткой понималась поверхность сколоподобного разрушения в пределах одного зерна феррита. Согласно этим результатам, средний угол разориентировки смежных фасеток в изломе образца, испытанного при –196 °C в 2,5 раза выше, чем для наводороженного образца. Аналогичный вывод можно сделать и по распределениям углов разориентировки фасеток, представленных на рисунке 4.







Рис. 4. Распределения углов разориентировки фасеток в изломах: *a*) – образца, разрушенного при –196 °C, *б*) – образца, насыщенного водородом

Выводы

1. С помощью метода КЛСМ можно по 3D изображениям изломов с высокой точностью определять характеристики рельефа: размеры и углы разориентировки фасеток.

2. Предложена схема формирования рельефа фасеток сколоподобного разрушения, в основе которой лежит предположение о том, что разрушение осуществляется за счет образования трещин вдоль полос скольжения, вследствие локализации деформации в них под действием водорода.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 14-02-31052 и ФЦП, Соглашение RFMEFI57714X0145

Список литературы

1. Hovis D.B., Heuer A.H. The use of laser scanning confocal microscopy (LSCM) in materials science. // J. Microsc. 2010. Vol. 240, № 3. P. 173–180.

2. Tata B.V.R., Raj B. Confocal laser scanning microscopy: Applications in material science and technology // Bull. Mater. Sci. Springer India, 1998. Vol. 21, № 4. P. 263–278.

СТРУКТУРА ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГИИ В АНГАРМОНИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

Слуцкер А.И., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Гиляров В.Л.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия, Alexander.Slutsker@mail.ioffe.ru

Основной формой внутренней атомной динамики в твердых телах является колебательная динамика. Присущие атомам волновые свойства вызывают квантование этой динамики: дискретность уровней колебательной энергии с запрещением состояния покоя (неподвижности) атомов. Наинизший разрешенный уровень энергии носит название уровня нулевой энергии (или – нулевого уровня). Тепловое состояние характеризуется заселенностью уровней энергии, лежащих выше нулевого уровня. Тепловой энергией твердого тела и называют суммарную энергию всех заселенных уровней атомов, лежащих выше нулевого. По природе же колебания на нулевом и на тепловых уровнях единообразны [1, 2], но имеется отличие: энергию атома с теплового уровня можно «снять» и перевести тем самым возбуждение атома либо не более низкий тепловой уровень, либо - на нулевой, а «отнять» у атома в твердом теле нулевую колебательную энергию нельзя (запрещает квантовое «соотношение неопределенностей»).

В модели представления твердого тела ансамблем квантовых гармонических осцилляторов (модель Эйнштейна) структура тепловой энергии атомов выглядит следующим образом [2]:

- значение колебательной энергии нулевого уровня на одну степень свободы, отсчитываемой от дна потенциальной ямы, составляет половину кванта энергии осциллятора $E_0 = \frac{1}{2}\Delta E = \frac{1}{2}hv$, где h – постоянная Планка, v- частота колебаний атома – осциллятора.

- тепловые уровни расположены эквидистантно, так что энергия на «*n*»-м тепловом уровне имеет вид:

$$E_n = E_0 + n \cdot \Delta E = \frac{1}{2}h\nu + n \cdot h\nu$$

где n = 1, 2, 3... - номер теплового уровня

- частота колебаний атома на всех уровнях является одинаковой.

Как известно, в реальных твердых телах упругость межатомных связей является нелинейной, вследствие чего колебания атомов оказываются ангармоническими [3].

В результате ангармоничности колебаний структура тепловой энергии ангармонического осциллятора приобретает отличия от структуры энергии гармонического осциллятора [3]:

- уровни тепловой энергии расположены не эквидистантно: с увеличением энергии расстояние между соседними уровнями уменьшается;

- частота колебаний изменяется от уровня к уровню: с увеличением энергии уровня частота колебаний снижается;

- существенно изменяется вид тепловой энергии, что и является предметом данного рассмотрения.

При рассмотрении распределения энергии в ансамбле квантовых ангармонических осцилляторов используем упрощающие приближения:

Для реальных твердых тел с их характерной величиной кванта колебательной энергии $\Delta E \cong 0.1 eV$ и при невысоких температурах $T \leq 300$ К более 90 % тепловой энергии ансамбля (твердого тела) принадлежит заселенности первого теплового уровня - вследствие экспоненциальной зависимости заселенности от отношения энергии уровня к температуре (E_n/kT). Поэтому структура энергии первого теплового уровня достаточно хорошо отражает структуру тепловой энергии всего ансамбля.

Нелинейную упругость (зависимость силы упругости *F* от растяжения межатомной связи) приближенно описываем квадратичным двучленом:

$$F = f\delta_T - g\delta_T^2 \qquad [4],$$

где: $\delta_{\rm T}$ – деформация межатомной связи, вызванная тепловым возбуждением атома, f – коэффициент линейной упругости, g – коэффициент ангармоничности первого порядка.

В отличие от гармонического осциллятора с частотой v, у которого тепловая энергия на первом уровне (n = 1) составляет $E_T^h = hv$, тепловая энергия на первом уровне ангармонического осциллятора имеет вид [1, 3]:

$$E_T^{anh} \cong h\nu_1 + \frac{1}{2}\frac{g^2}{f^3}h^2\nu_1^2$$
,

где v₁ – частота колебаний на первом тепловом уровне. Видно изменение структуры тепловой энергии: появился член, обусловленный ангармонизмом, о чем свидетельствует наличие коэффициента (g) сомножителем в этом члене. Отметим физический смысл этого члена. При ангармонических колебаниях приближенно имеем [4]:

среднее расширение связи («тепловое расширение») $\langle \delta_T \rangle \cong \frac{g}{\epsilon} \langle \delta_T^2 \rangle$

средняя растягивающая «ангармоническая сила» $\langle F_{anh} \rangle \cong g \langle \delta_T^2 \rangle$

Тогда средняя потенциальная энергия «теплового расширения» связи:

$$W_T = \frac{1}{2} \langle F_{anh} \rangle \cdot \langle \delta_T \rangle \cong \frac{1}{2} \frac{g^2}{f} \langle \delta_T^2 \rangle^2$$

Для осциллятора приближенно тепловая энергия имеет вид: $E_{T\cong}f\langle \delta_T^2 \rangle$

В итоге получаем: $W_{T} \cong \frac{1}{2} \frac{g^2}{f^3} E_T^2$

Таким образом, тепловая энергия ангармонического твердого тела включает две составляющие:

- гармоническую – связанную с частотой осциллятора так же, как у гармонического осциллятора;

- квазистатическую (потенциальную).

В реальных твердых телах гармоническая составляющая занимает до 99 % и более величины всей тепловой энергии тела. Изменение температуры вызывает близкое к пропорциональному изменению частоты колебаний (ангармонический эффект) [5], что приводит к пропорциональному изменению гармонической составляющей тепловой энергии, которое составляет доминирующую долю изменения тепловой энергии.

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Современные проблемы физики низких температур».

Список литературы

- 1. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Квантовая механика. Ч.1. М. –Л.: ОГИЗ, 1948, 568 с.
- 2. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. М. Наука. 1982. 289 с.
- 3. Волькенштейн М.В., Ельяшевич М.А., Степанов Б.И. Колебания молекул. ГИТТЛ. М. Л. 1949. Т.1. 602 с.
- 4. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. М. Изд-во АН СССР. 1975.460 с.
- Веттегрень В.И., Слуцкер А.И., Гиляров В.Л., Кулик В.Б., Титенков П.С. ФТТ. Т.45, вып.8, С. 1528 (2003).

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В ФОЛЬГЕ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ті–22%Nb–6%%Zr ПРИ ИЗГИБЕ

Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Чеканов С.В., Фесенко В.А., Крымская О.А.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия, yuperl@mail.ru

Деформация сверхупругого сплава Ti-22%Nb-6%%Zr (ат. %) реализуется посредством действия двух основных механизмов, следующих друг за другом по мере повышения прикладываемого напряжения σ , а вместе с ним и степени деформации ε . Эти механизмы таковы: взаимное смещение атомов в кристаллической решетке сплава и обратимое образование мартенсита деформации (МД) $\beta \leftrightarrow \alpha$ ", где β – аустенитная фаза с кристаллической решеткой ОЦК, а α " – мартенситная фаза с орторомбической решеткой [1]. Обратимость образования МД при комнатной температуре при малости напряжения σ и обуславливает, по-видимому, эффект сверхупругости.

По поводу образования МД и его действительной обратимости возникает ряд вопросов, ответить на которые можно только на основе рентгеновского текстурного анализа, который позволяет с высокой точностью судить об изменении распределения зерен по ориентациям в результате деформации образцов [2]. Текстурные исследования образцов проводились на рентгеновских дифрактометрах ДРОН-3 и BRUKER D8 DISCOVER. Строили прямые текстурные полюсные фигуры (ПФ) {001}, {011} и {111} для β -фазы, а также разностные ПФ, построенные по результатам вычитания полюсной фигуры исходного образца из полюсных фигур деформированных образцов.

Путем холодной прокатки из сплава Ti-22%Nb-6%Zr была получена фольга толщиной ~0,2 мм. Деформацию фольги осуществляли накручиванием на оправку диаметром 20 мм вдоль или поперек направления прокатки (НП или ПН, соответственно). Это соответствовало деформации противолежащих поверхностных слоев фольги растяжением или сжатием вдоль или поперек направления прокатки на ~ 1.5%. При деформации холоднокатаной фольги накручиванием на оправку мартенситное превращение $\beta \leftrightarrow \alpha$ "в ней не происходит, поскольку для этого требуется совершенная субструктура с относительно малым содержанием дефектов. Для создания в фольге такой субструктуры скрученную фольгу отжигали при температуре 700°С, – при этом в фольге проходила рекристаллизация, формировалась текстура рекристаллизации [3] и устранялась обусловленная холодной прокаткой субструктурная неоднородность фольги [4]. Затем фольгу, ставшую упругой, распрямляли таким образом, что ранее растянутая сторона теперь испытывала сжатие, и наклеивали на держатель текстурной приставки. Под воздействием сжатия или растяжения, направленных вдоль НП или ПН, в фольге происходит образование МД. В результате наклеивания фольги на держатель происходит ее заневоливание и обратимого мартенситного превращения β↔α" не происходит. Текстура холодной прокатки фольги показана на рис. 1-а, а текстура рекристаллизации фольги, рассматриваемая здесь в качестве исходной в предположении, что рекристаллизация на исходной и на скрученной поверхностях фольги протекает одинаково, – на рис. 1-б.

На рис. 1-в представлена ПФ {001} для поверхностного слоя образца фольги, сжатого вдоль НП, а на рис. 1-r – разностная ПФ для этого образца; на рис. $1-\partial - \Pi \Phi \{001\}$ для образца, сжатого вдоль ПН, а на рис 1-е – соответствующая разностная ПФ. На рис. 1-ж представлена $\Pi \Phi \{001\}$ для поверхностного слоя образца, растянутого вдоль HП, а на рис. 1-з - результат взаимного вычитания $\Pi \Phi$, представленных на рис. 1-ж и 1-б. Наконец, на рис. 1-*и* - ПФ{001} для образца, растянутого вдоль ПН, и на рис. 1- κ – разностная ПФ для этого образца. Интерпретация текстурных полюсных фигур заневоленной фольги возможна на базе моделей текстурообразования, рассматривающих устойчивость различных компонент в текстуре прокатки ОЦК металлов. Текстура прокатки ОЦК-металлов в первом приближении образована двумя группами компонент – одна из них примыкает к зернам с ориентацией {001}<011>, а другая – к зернам с ориентациями {111}<112-011>. Эти текстурные компоненты резко различаются по степени устойчивости и уровню деформационного наклепа [4], и хотя исходное состояние фольги отвечает ее рекристаллизации, устойчивость зерен с плоскостью прокатки {111} заведомо отличается от устойчивости зерен с плоскостью прокатки {001}. На разностных П Φ на рис. 1- ∂ и 1-e мы видим, что в результате сжатия в поверхностном слое фольги текстурная компонента (001) обедняется, в то время как зерен с плоскостью прокатки (111) становится больше. Примерно одинаковая ситуация наблюдается при растяжении фольги вдоль НП и вдоль ПН (рис. 1-и и 1-к). Учитывая, что построенные полюсные фигуры в соответствии со стандартными методиками текстурного анализа [2] являются нормированными, то есть суммарная интенсивность рентгеновского рассеяния в пределах полюсной фигуры приравнена к одному и тому же числу, убыль полюсной плотности на одних участках ПФ компенсируется ростом полюсной плотности на других участках той же ПФ. Поэтому следует считать, что в зернах, соответствующих по ориентации центральным областям ПФ{001}, и при сжатии, и при растяжении происходит мартенситное превращение и зерна β-фазы переходят в зерна α "-фазы, тогда как в зернах с плоскостью прокатки (111) мартенситного превращения не происходит. Причина такой разницы может состоять и в типичных морфологических особенностях зерен основных текстурных компонент β-фазы, и в различии вероятностей вызвать образование МД путем приложения сдвиговой нагрузки вдоль разных кристаллографических направлений в β-фазе.



Рис. 1. Изменение текстуры (ПФ {001}) фольги из сплава Ti–22%Nb–6%Zr в результате ее изгибной деформации: a – холодная прокатка; δ – отжиг при температуре 700°C в течение 1 ч; e, z – сжатие вдоль НП (e – ПФ, z – разностная ПФ); ∂ , e – сжатие вдоль ПН (∂ – ПФ, e – разностная ПФ); ω , z – растяжение вдоль НП (ω – ПФ, z – разностная ПФ); u, κ – растяжение вдоль ПН (u – ПФ, κ – разностная ПФ).

Интереснейший эффект состоит в том, что при растяжении фольги вдоль ПН в ее поверхностном слое формируется текстура, совпадающая с текстурой прокатки, как если бы первоначально прокатанная фольга не претерпевала рекристаллизацию. Однако, разностные ПФ для растянутых образца не вполне соответствуют правилу, наблюдаемому для образцов сжатых. По-видимому, при растяжении фольги устойчивость зерен β-фазы в условиях мартенситного превращения характеризуется более сложной ориентационной зависимостью, чем при ее сжатии.

Вывод

При изгибной деформации фольги из сплава Ti-22%Nb-6%%Zr мартенсит деформации образуется преимущественно в зернах с плоскостью прокатки вблизи {001} и не образуется зернах с плоскостью прокатки {111}.

Список литературы

- 1. Jae Il Kim et al. *Materials Transactions*, Vol. 47, No. 3 (2006) pp. 505-512
- 2. Бородкина М.М., Спектор Э.Н. Рентгеновский анализ текстуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981 272 с.
- 3. Рекристаллизация металлов и сплавов. Под ред. Хесснера Ф. /М.: Металлургия, 1982 352 с.
- Структура, текстура и механические свойства деформированных сплавов молибдена /Под общей редакцией Трефилова В.И. – Киев; Наукова думка; 1983 – 282 с.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПАРАМЕТРЫ ТЕРМОПАРНОГО КАБЕЛЯ С МИНЕРАЛЬНОЙ ИЗОЛЯЦИЕЙ

Царенко Ю.В., Бобров В.П.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск labpt@vitebsk.by

Термопарные кабели с минеральной изоляцией получают путем многократных циклов волочения и термообработки заготовки. При волочении сначала обжимается оболочка и происходит уплотнение изоляционного материала. Затем, когда плотность достигнет некоторого значения, начинается процесс волочения всей системы в целом, т. е. происходит пропорциональное уменьшение внешнего диаметра и сечения жил с одновременным удлинением заготовки. Неоднородность поверхности жил зависит от физикомеханических свойств, как материала жил, так и своств порошкового наполнителя. Это приводит при последующем волочении, особенно кабеля малого диаметра, к обрывам жил, а также к нестабильности электрофизических свойств, преждевременному выходу из строя термопреобразователей, изготовленных из термопарного кабеля [1].

При волочении кабельной заготовки происходит перемещение частиц порошковой изоляции (оксида магния) и их дробление. Деформирование жил происходит под действием сил, передаваемых через слой порошкового наполнителя. В результате на поверхности жил образуются вмятины (шероховатости), возникает значительная неоднородность в сечении по длине.

Показано [2], что наиболее интенсивно дробление порошка происходит после волочения заготовки с наложением ультразвуковых колебаний, что обеспечивает снижение обрывности жил. При волочении термопарного кабеля с наложением ультразвуковых колебаний формируется поверхность термоэлектродных жил с низкой шероховатостью, наблюдается более однородное сечение проводников по длине изделия (рис. 1).

Неоднородность поверхности жил (площадь и глубина вмятин) зависит от физикомеханических свойств, как материала жил, так и порошкового наполнителя и в особенности его гранулометрического состава. Это приводит при последующем волочении, особенно кабеля малого диаметра, к обрывам жил, а также к нестабильности термоЭДС. Переход к порошкам, обладающим меньшими размерами частиц, например, окиси магния марки "ЧДА", получаемой химическим способом, в значительной степени устраняет указанные недостатки [3, 4].



Рис. 1. Общий вид поверхности жилы после волочения термопарного кабеля: a - c наложением ультразвуковых колебаний, $\delta -$ по обычной технологии

Оболочка термопарных кабелей обычно выполняется из стали 12X18H10T, которая имеет в структуре нестабильный аустенит. Особенностью данной стали является возможность широкого изменения механических свойств, как в результате различной термической обработки, так и в результате пластической деформации. Для начала $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения при пластической деформации необходимо, чтобы напряжение достигло определенного значения [3], которое в свою очередь зависит от температуры деформации нержавеющей стали.

В работе исследовано влияние ультразвуковых колебаний на процесс образования мартенситной фазы при пластической деформации растяжением образцов кабеля. В кабельной заготовке колебания возбуждали с помощью волноводной системы с использованием магнитострикционного преобразователя ПМС15-А18. Для получения информации о количестве α '-фазы в оболочке кабеля в зависимости от условий деформации были проведены рентгеноструктурные исследования. Исследования проводили на дифрактометре ДРОН-2.



растяжении кабеля

Анализ зависимости содержания α'фазы от амплитуды ультразвуковых смещений показывает, что имеется оптимальное значение амплитуды ультразвуковых смещений в области 5...10 мкм, при котором образование мартенситной фазы при растяжении существенно замедляется. Дальнейшее повышение амплитуды смещений вызывает увеличение количества α'фазы (рис. 2).

Результаты измерений показали, что в процессе растяжения на определенном этапе образуется ферромагнитная α'-фаза, количество которой непрерывно увеличивается по мере роста удлинения образца.

Однако, если в первые моменты деформации ее распределение по деформируемому образцу в основном равномерно, то в последующем, когда образуется шейка, это распределение становится неоднородным, с явным преобладанием количества α'-фазы в месте локализованной деформации, т.е. месте последующего разрыва образца. После того, как средний уровень напряжений в деформируемом образце достигнет критических значений, соответствующих зарождению α' -фазы, в аустенитной матрице образца оболочки начнет-ся $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение.

Установлено, что после волочения с наложением ультразвука интенсивность пиков α '- мартенситной фазы оболочки кабеля заметно снижается по сравнению с деформацией в обычных условиях. Такие структурные изменения в оболочке кабеля, по-видимому, связаны как со снижением напряжений деформации при ультразвуковом волочении, так и некоторым повышением температуры в зоне деформации материала за счет поглощения акустической энергии.

Волочение с наложением ультразвука приводит к снижению прочностных свойств. Оптимальные значения механических свойств оболочки кабеля наблюдается после волочения с УЗК при амплитуде смещений волоки 10 мкм.

Исследован процесс разделки термопарных кабелей с минеральной изоляцией с использованием ультразвука. Показано, что поверхностная ультразвуковая обработка участка кабеля позволяет разрыхлить минеральную изоляцию вокруг жил, что позволяет свободно удалять оболочку и изоляционный порошок на зачищаемом конце кабеля без дополнительных механических операций (рис. 3).



Рис. 3. Образец термопарного кабеля после разделки с ультразвуком (*a*), поверхность термоэлектродной жилы (б)

Термопреобразователи, изготовленные из термопарных кабелей, рассчитаны на эксплуатацию в условиях воздействия различных сред (окислительной, восстановительной, нейтральной или в вакууме) при разных температурах. Обладая хорошими электрическими характеристиками, кабели с минеральной изоляцией надежны в эксплуатации. Они, прежде всего, устойчивы к ударным и вибрационным нагрузкам в широком диапазоне частот и ускорений, а также при повышенных температурах и давлениях.

Список литературы

- 1. Сучков В.Ф., Светлова В.И., Френкель Э.Э. Жаростойкие кабели с минеральной изоляцией. М.: Энергоатомиздат, 1984. 204 с.
- 2. Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Скоростная электротермическая обработка композиционных изделий с минеральным наполнителем. Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2010, №2, С.27-32.
- 3. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 293 с.
- 4. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. и др. Ультразвуковая технология производства кабелей в металлических оболочках//Материалы, технологии, инструменты. т.7. (2002), №3, С.69-72.

ФУЛЛЕРЕНСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ: СВОЙСТВА И ВОЗМОЖНЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ

Шпилевский Э.М.¹, Филатов С.А.¹, Шилагарди Г.², Тувшинтур П.², Богорош А.Т.³

¹Институт тепло- и массообмена НАН Беларуси, Минск, <u>eshpilevsky@rambler.ru</u> ²Национальный университет Монголии, Улан-Батор, Монголия, <u>gshilagardi@yahoo.com</u>

³Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт» <u>bogorosha@mail.ru</u>

С открытием фуллеренов в конце прошлого века материаловеды получили принципиально новые инструменты для конструирования материалов и структур, позволившие управлять их свойствами. За короткое время появилось множество публикаций как по методам синтеза фуллеренов, так и их использованию в разработке новых материалов [1]. К настоящему времени наиболее острой проблемой стала проблема применения фуллеренсодержащих материалов.

В данной работе рассмотрены некоторые способы формирования материалов, содержащих фуллерены C₆₀, их свойства и перспективные направления применения.

1. Электротехнический материал. Металл-фуллереновые пленки при некоторых долевых соотношениях атомов металла и молекул C_{60} структурно представляют собой систему электропроводящих частиц металла, разделеных небольшими промежутками из диэлектрических наночастиц фуллерита. Электрически такие структуры эквивалентны серии подключенных конденсаторов и, следовательно, их полное сопротивление должно уменьшаться при увеличении частоты переменного тока. Увеличение доли фуллеритовых наночастиц в металл-фуллереновой структуре для переменного тока влечёт за собой изменение значения, как емкостной, так и резистивной составляющих электросопротивления. Это изменение приводит к сдвигу минимума сопротивления в область более низких частот.

Таким образом, металл-фуллереновые структуры на переменном токе проявляют свойства R-C-L – цепочек [2] и могут использоваться как материал электротехнического назначения.

2. Материал для подвижных электрических контактов. Разработка покрытий_для подвижных электрических контактов осуществлялась с использованием вакуумной [3] и гальванической [4] технологий.

Для выявления подходящих композиционных материалов вакуумной технологией были приготовлены 40 вариантов композиционных материалов с различными долевыми составами компонентов систем $Ag - C_{60}$ Cu – C_{60} , Al – C_{60} , Fe – C_{60} , и их смесей. Оптимизация составов композиционных материалов проходила по двум критериям: а) композиционный материал должен иметь наиболее высокую электрическую проводимость, б) высокую проводимость сочетать с низким коэффициентом трения. Из рассмотренных вариантов лучшие электрические и трибологические характеристики показал состав 60%Al + 30%Cu + 9% Fe + 1% C60, который имеет удельное электросопротивление 60*10⁻⁴ Oм*м и коэффициент сухого трения равный 0,22 [4].

3. Покрытие для эндопротезов. Покрытия для эдопртезов получали совместной конденсацией в вакууме титана и фуллеренов C₆₀. Титан-фуллереновые покрытия показали высокую химическую стойкость в разбавленных кислотах и щелочах (3%-ые растворы HCl, NaOH, KOH). Выдержка образцов в кислотной и щелочной средах в течение 2400 ч не приводила к заметным изменениям на поверхности покрытий.

Высокая биохимическая стойкость [5] и сравнительно невысокое удельное электрическое сопротивление [6] позволяют использовать титан-фуллереновые пленки в качестве покрытий для электродов кардиостимулятора, а так же для медицинских инструментов.

4. Покрытие для узлов трения. Наиболее подходящим покрытием для узлов трения оказалась оксидокерамические покрытия, сформированные на алюминиевом сплаве AK5M2 методом микродугового оксидирования и последующей пропиткой в насыщенном растворе фуллеренов C₆₀ в толуоле. Такие покрытия, содержащие фуллерены, показали значения износостойкости в три раза выше ($I_h = 2,5 \cdot 10^{-10}$) [2], чем для покрытий без фуллеренов, а значения коэффициента трения - на 30...40 % ниже. Апробация покрытия Al₂O₃-C₆₀ в конкретном изделии (пуансон пресс-формы пластмассовых изделий, Минский завод холодильников «Атлант») показала увеличение ресурса работы в 14 раз.

5. Тензорезистивные элементы. Используя тензоэлектрический эффект могут быть построены тензодатчики на металл-фуллереновых пленках. Металл-фуллереновые пленки имеют высокий коэффициент тензочувствительности (более 10, в то время как самый высокий для металлов - для платины он 1,6).

6. Фотонные датчики. Фуллерены обладают фотопроводимостью в диапозоне длин волн от 280 до 680 нм. Вероятность образования электрон-ионной пары при поглощении одного фотона составляет 0,9 [7]. На основе фуллереновых и металлических частиц можно создавать структуры двух типов: островковые (т.е. с изолированными включениями металла) и сетевые (т.е. с соединяющимися между собой включениями металла). Такие структуры с периодичностью, существенно меньшей длины волны электромагнитного излучения, ведут себя как фотонные кристаллы с запрещенной фотонной зоной.

7. Сорбционные датчики. Металл-фуллереновые пленки являются хорошими сорбентами. Наши исследования электрических свойств тонких пленок Cu – C₆₀ разного состава (изменялось соотношение числа атомов меди в расчете на одну молекулу фуллерена N_{Cu}:N_{C60}) показали высокую чувствительность их электрического сопротивления к сорбции кислорода [3].

Образование фаз в металл-фуллереновых структурах [2] позволяет технологическими методами добиваться для них желаемых характеристик и высокой избирательности адсорбции. По этим параметрам видно, что фуллеренсодержащие материалы являются перспективными для сенсорных фотоэлектрических устройств.

Полученные изменения электрического сопротивления на десятки процентов указывают на хорошую перспективу для использования подобных структур в качестве сорбционных датчиков.

8. Датчики силовых полей. Внешние электрическое и магнитное поля, взаимодействуя с электронами металл-фуллереновой пленки изменяют её электрические свойства [4]. Это позволяет использовать такие пленки в качестве датчиков не только для определения величин внешнего воздействия, но для фиксации положений, значений деформаций и др. Вкрапленные в металлическую матрицу фуллерены могут служить датчиками слабых электронных и электромагнитных потоков, деформаций, силовых полей, дополняя другие используемые материалы, расширяя диапазон возможных подходов и решений.

9. Стимуляторы роста растений. Ранее [8, 9] была создана методика выращивания нанокристаллов фуллеридов металлоценов методом спонтанной кристаллизации и обнаружено их свойство влиять на процессы жизнедеятельности. При инкрустации семян рапса и пустырника сердечного наноструктурированным фуллеридом ферроцена в результате неспецифического эндоцитоза клетками семян наночастиц биоактивного материала к 6-му дню онтогенеза наблюдается увеличение всхожести до 16,5 %. Кроме того, на 10% увеличивается длина проростков рапса при одинаковой длине корня у инкрустированных в сравнении с контрольными образцами.

10. Оптические устройства. При исследовании спектров пропускания сверхтонких слоев фуллерита золота, меди, серебра, олова Au - C_{60} , Ag- C_{60} , C_{60} – Cu и Sn - C_{60} , в видимом и ближнем ИК диапазонах установлено, что спектральное положение и интенсивность полосы резонансного плазмонного поглощения зависят от параметров наноструктур, условий их получения и длительности хранения на воздухе [10].

Тип металла, долевые соотношения металлического и фуллеренового компонентов, размер наночастиц определяют спектральное положение максимума резонансного плазмонного поглощения, ширину и интенсивность поглощения. Варьирование толщиной наноструктур может позволить и при одинаковых долевых соотношениях компонентов получать дополнительные возможности по управлению характеристиками полос резонансного плазмонного поглощения, что обеспечивает создание оптических устройств с разным диапазоном характеристик.

Уникальные свойства фуллеренов и материалов их содержащие указывают на широкие возможности использования этих материалов в приборостроении, биомедицине, оптоэлектронике, других областях хозяйственной деятельности.

Список литературы

- 1. Витязь П.А., Жданок С.А., Шпилевский Э.М. Вещества и материалы на основе углеродных наночастиц. //Фуллерены и фуллереноподобные структуры. Сб. науч. статей. Минск: Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси, 2005. С. 3-14.
- 2. Vityaz P.A., Shpilevsky E.M. Fullerenes in matrices of different substances //Journal of Engineering Physics and Thermophysics 2012, Vol. 85, № 4, P. 780-787.
- 3. Шпилевский Э.М. Структура и физические свойства металл-фуллереновых тонких пленок. //Вакуумная наука и технология, 2014. Т.23, №1. С. 73-77.
- 4. Шпилевский Э.М., Горох Г.Г., Шпилевский М.Э. Функциональные покрытия, содержащие фуллерены. //Высокие технологии в промышленности России. Наноинженерия. Москва. МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2014. С. 82-90.
- Зорин В.П., Кравченко И.Е., Шпилевский Э.М. Модификация фуллереном С₆₀ процессов адгезии иммунных клеток на поверхности материалов.//Низкоразмерные системы. Вып. 4. – Гродно:ГрГУ, 2005. -С. 50-54.
- Shpilevsky E.M., Shpilevsky E.M., Prylutskyy Y.I.,Matzuy L.Y., ZakharenkoM.I., F.Le Normand. Structure and properties of C₆₀ fullerene films With titanium atoms.// Mat.-wiss.u.Werkstofftech. 2011. Vol.42. №1. PP.59-63.
- 7. Dmitrenko O., Pavlenko O., Kulish M., Shpilevsky E. Component hydridization in thin granulated C60-Cu nanocomposite films. Ukr. J.Phys.2011. Vol. 56. P828-837.
- Soldatov A.G., Shpilevsky E.M., Pushkarchuk A.L, Pushkina N., Goranov V.A., Potkin V.I. Bioactivity of nanocrystals of C₆₀(FeCp₂)₂, C₆₀(NiCp₂)₂ and their derivatives. <u>NANOMATERIALS:</u> <u>APPLICATIONS AND PROPERTIES</u>. 2013. Vol. 2 No 1. P. 101-105.
- Soldatov A. G., Shpilevsky E. M., Gorokh G. G. New Bioactive Composition Nanomaterials Based on Fullerene Derivatives // Proceedings of International Conference Nanomeeting – 2013 Physics, chemistry and application of nanostructures, Reviews and Short Notes, Minsk, Belarus, 24-27 May 2013. Ed V.E. Borisenko, S.V. Gaponenko, V.S. Gurin, C.H. Kam, – 2013 – P. 400-402.
- 10. Шилевский Э.М., Замковц А.Д. Плазмонный резонанс в наноструктурах золото-фуллерен. Оптический журнал. 2008, №5. С. 18-21.

ОСОБЕННОСТИ ТРИБОФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МДО-ПОКРЫТИЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КАРБИДА И НИТРИДА ТИТАНА

Комаров А.И., Комарова В.И.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь, al kom@tut.by

Введение

Оксидные керамические покрытия (КП), формируемые методом микродугового оксидирования (МДО), позволяют значительно расширить область применения алюминиевых сплавов благодаря сочетанию высокой (до 25 ГПа) твердости, износостойкости, коррозионной стойкости [1]. Вместе с тем, не достаточно высокие антифрикционные свойства КП в условиях трения без смазочных материалов или ограниченной их подачи в ряде случаев не обеспечивают работоспособность пар трения [1, 3]. Кроме того, алюмооксидная керамика имеет повышенную хрупкость. Отмеченные недостатки могут быть устранены путем включения в оксидное покрытие неоксидных форм керамики, например, нитрида или карбида титана. Такие композиционные материалы, получаемые спеканием оксида алюминия с тугоплавкими карбидами и нитридами, широко используются рядом компаний (Toshiba Tungalloy, Kyocera, NTK Cutting Tools, Kennametall, Sandvik Coromant, Widia, Ssangyong Materials Corporation и др.) в качестве инструментальной керамики [4]. Основываясь на имеющихся данных, можно ожидать повышения трибомеханических свойств МДО-покрытия при введении нитридных или карбидных фаз в его матрицу.

Цель работы - исследование триботехнических характеристик и структуры поверхности трения КП, формируемой под воздействием включенных в его поверхностные слои модифицирующих карбидных и нитридных добавок.

Методика исследования

Трибомеханическое модифицирование покрытий осуществлялось нитридом и карбидом титана. Нитрид титана представлял собой нанопорошок с размером частиц от 50 до 75 нм. Размер частиц TiC составлял 0,5-5,0 мкм. Из порошков готовили суспензию на спирту, которую втирали в КП. Массовую долю нитрида или карбида в покрытии определяли методом рентгенофазового анализа. Увеличение концентрации модифицирующих фаз в КП достигалось путем введения порошков в масло И20А, используемое в качестве среды для проведения трибоиспытаний. Концентрация добавок в масло составляла 0,4 мас.%, 0,8 мас.% и 1,2 мас.%. Триботехнические испытания образцов КП выполняли в режиме граничного трения по схеме возвратно-поступательного перемещения контртела из стали 65Г (HRC 55) относительно неподвижного образца. Испытания осуществляли при скорости скольжения 0,1 м/с, при этом контактное давление изменяли пошагово по схеме 30 МПа \rightarrow 40 \rightarrow 50 МПа. Продолжительность испытаний на каждой ступени составляла 5–7 ч. По результатам испытаний определяли коэффициент трения *f*, массовый износ Δm и интенсивность изнашивания *I* (*I* = $\Delta m/L$).

Рентгеноструктурные исследования проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М. Сканирующую электронную микроскопию выполняли на приборе VEGA II TESCAN с использованием энергодисперсионной приставки PMA типа InCa 350 Cambrigge Instrument GB для элементного анализа. Анализ ACM проводился на сканирующем микроскопе HT-206.

Результаты исследования

Результаты триботехнических испытаний показали, что при модифицировании покрытий карбидом титана коэффициент трения снижается в 1,5-10 раз по сравнению с немодифицрованным КП. Коэффициент трения при этом снижается с увеличением концентрации TiC в поверхностном слое КП (табл. 1).

Обра- зец	Концен- трация ТіС, масс.%	Триботехнические характеристики						
		Коэффициент трения <i>f</i>			Интенсивность изнашивания I_q , 10^{-5} мг/м			
		30 МПа	40 МПа	50 МПа	покрытие	индентор		
1	-	0,040–0,055	0,048–0,053	0,053–0,056	13,60	21,9		
2	2,0	0,031–0,035	0,032–0,035	0,035–0,037	1,17	3,5		
3	4,5	0,010–0,032	0,022–0,025	0,027–0,031	5,60	17,8		
4	7,0	0,005–0,017	0,017–0,020	0,013–0,015	8,10	20,8		
5	9,5	0,005–0,012	0,006–0,008	0,010-0,022	3,42	11,4		

Таблица 1. Триботехнические характеристики керамического покрытия на сплаве Д16, модифицированного карбидом титана

Как следует из табл. 1, наибольший эффект добавки TiC проявляется при концентрации C_{TiC} от 7 до 9,5мас.%. Полученные данные свидетельствуют также о том, что концентрация $C_{TiC} = 9,5$ мас.% является предельным значением, поскольку при давлении 50 МПа наблюдается рост коэффициента трения.

Модифицирование покрытия нитридом титана оказывает еще более выраженное воздействие на триботехнические характеристики КП (табл. 2). Наиболее низкие значения f регистрируются в диапазоне концентраций TiN 10,5-15,5мас.%. При более высоких значениях С_{ТiN} наблюдается рост коэффициента трения.

Обра- зец	Концен-	Триботехнические характеристики					
	трация TiN,	Коэффициент трения <i>f</i>			Интенсивность изнашивания <i>I_q</i> , 10 ⁻⁵ мг/м		
	масс.% С _{ТіN}	30 МПа	40 МПа	50 МПа	покрытие	индентор	
6	10,5	0,014–0,017	0,010-0,012	0,006–0,008	не зарегист.	23,3	
7	13,0	0,015–0,017	0,008-0,012	0,004–0,006	не зарегист.	11,8	
8	15,5	0,0015- 0,002	0,002–0,006	0,003–0,005	не зарегист.	5,6	
9	18,0	0,005-0,008	0,005-0,008	0,016-0,035	1,2	4,9	

Таблица 2. Триботехнические характеристики керамического покрытия на сплаве Д16, модифицированного нитридом титана

Результаты испытаний свидетельствуют также о повышении износостойкости модифицированной нитридом титана керамики и стального индентора. В то время как интенсивность изнашивания немодифицированного покрытия составляет 13,6 \cdot 10⁻⁵ мг/м, при модифицировании КП нитридом титана износ не регистрируется, и лишь при наибольшем значении концентрации C_{TiN} = 18,5 мас.% составляет 1,2 \cdot 10⁻⁵ мг/м. Интенсивность изнашивания стального контртела также существенно снижается. Выраженный эффект снижения коэффициента трения и износа КП при его модифицировании карбидом и нитридом титана может быть связан со следующим. Структура КП характеризуется наличием микро- и наноразмерных пор, что способствует включению и удержанию частиц модификатора в оксидной матрице (рис. 1). Благодаря этому высокодисперсные частицы модификатора постоянно поступают в зону трения и, оказывая сильные локальные воздействия на поверхность КП, инициируют формирование специфической наноразмерной структуры поверхностного слоя. Данные, полученные методом АСМ, показывают, что в процессе трения под воздействием карбида титана на поверхности КП формируется слой, который имеет субзеренную структуру с размером структурных элементов 70-200 нм. Подобная структура тонкого слоя поверхности трения формируется под воздействием TiN (рис. 2).



Рис.1. Структура поперечного сечения (а) и поверхности трения покрытия, модифицированного карбидом (б) и нитридом титана (в)



Рис.2. АСМ-изображение поверхности после трибоиспытаний немодифицированного (*a*) и модифицированного карбидом (*б*) и нитридом титана (*в*) покрытия

Показано, что существенное повышение триботехнических характеристик МДОпокрытия может быть достигнуто включением в его оксидную матрицу частиц неоксидной природы (карбидов и нитридов) методом трибомеханического модифицирования. В результате модифицирования образуется поверхностный слой глубиной до 20 мкм, содержащий 4,0-10,5 мас.% карбидов или нитридов. Модифицирующие добавки в процессе трения оказывают существенное воздействие на трибоформирование дисперсной однородной структуры поверхности, обеспечивая повышение износостойкости и антифрикционных свойств покрытия. В условиях граничного трения интенсивность изнашивания модифицированного покрытия снижается в 4 – 10 раз, коэффициент трения – в 3-10 раз.

Список литературы

- 1. Витязь П.А., Жорник В.И., Кукареко В.А., Комаров А.И., Сенють В.Т. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками. –Минск: Беларуская навука – 2011, 527 с.
- 2. Витязь П.А., Комаров А.И., Комарова В.И. Интенсифицирующее воздействие углеродных наночастиц на формирование микродуговых покрытий на сплавах алюминия // Коррозия: материалы, защита. – 2011, № 5, с. 42 – 46.
- 3. Витязь П. А., Комаров А.И., Комарова В.И.. Триботехнические свойства оксидокерамического покрытия в режиме граничного трения в контакте со сталью // Трение и износ. 2008, Том 29, №5. с. 447–452.
- 4. Зубков Н.Н. Инструментальные материалы для изготовления лезвийных инструментов //Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2013, №5, с. 75-100.

ФОРМИРОВАНИЕ СЛОИСТЫХ И ВИСКЕРНЫХ СТРУКТУР В МЕДНОМ ПОКРЫТИИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА

Викарчук А.А., Дорогов М.В., Приезжева А.Н.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия maxim@tltsu.ru

Медь издавна применяется в отраслях народного хозяйства, таких как металлургии, электронике и химической промышленности [1, 2]. В настоящее время медь является наиболее широко используемым катализатором процесса полимеризации ацетилена, синтеза метанола и анилина. Исследованию физических и химических свойств меди посвящено множество работ. Хорошо известно, что медь является переходным металлом и благодаря существованию незаполненных электронами d-оболочек в реакциях с кислород может образовывать соединения с переменной валентностью [3]. Однако, устойчивыми оксидами являются только CuO и Cu₂O, которые являются полупроводниками р-типа.

В технике зачастую применяются пленочные системы типа «подложка / металлическое покрытие». В процессе термического воздействия в присутствии кислорода фазовый состав такой системы будет изменять, например, в следствии термического окисления. На свободной поверхности металлического покрытия должен формироваться высший оксид металла, в случае меди – куприт CuO. Однако, низшие оксиды также могут присутствовать в окисленном слое поверхности металла.

В данной работе исследованы оксидные слои, формирующиеся в процессе отжига в кислородсодержащей атмосфере медных покрытий. Медные покрытия наносились методом электролиза из водного раствора сернокислой меди. В качестве подложки использовалась микросетка из нержавеющей стали типа X18H10. Отжиг проводился на воздухе в муфельных печах при температуре 400° С и выдержке в течение 4 часов. Это оптимальный режим обеспечивающий формирование на поверхности меди нановискерных структур.

Исследование образцов методами рентгеновской дифракции, электронной микроскопии и локального рентгеноспектрального анализа позволили установить, что в процессе отжига в медном покрытии формируется многослойная структура, а на поверхности растут нановискеры длина которых достигает десятки мкм. Эти нановискеры являются нитевидными кристаллами оксида меди CuO. Формированию вискеров способствуют остаточные напряжения, имеющиеся в исходном электролитическом покрытии и, возникающие в следствии фазовых превращений (окисления) и термического расширения [4]. Большая роль в формировании вискеров принадлежит неравновесным вакансиям, которые образовались в процессе электроосаждения покрытия и последующего отжига. Вакансии стимулируют образование дислокационных петель из которых в дальнейшем формируются нанопористые каналы, которые обеспечивают транспорт катионов меди к растущим вискерам [5].

Анализ рентгенограмм и EDX спектрограмм позволили определить, что в результате отжига в самом медном покрытии формируется сложная слоистая структура: вискеры CuO на поверхности, слой высшего оксида CuO, слой оксида меди (I) Cu₂O, слой медь на стальной подложке. Детальный анализ оксидных слоев показывает, что они могут иметь фрагментированные границы раздела, т.е. узкие области, содержащие одновременно несколько фаз, например, CuO и Cu₂O или Cu₂O и Cu.

Исследование поперечных шлифов окисленных покрытий показало наличие несплошностей и трещин в близи границ раздела слоев. Возможно, это связано с возникающими напряжениями растяжения в направление перпендикулярном покрытию и сжатия, лежащими в плоскости покрытия. Такие напряжения возникают из-за объемного несоответствия образующихся при отжиге фаз и приводят к расслоению по межфазным границам. При этом наименьшей прочностью обладает «рыхлая» структура Cu₂O, в ней и образуются трещины.

Таким образом, в процессе отжига на поверхности медного покрытия формируется специфический рельеф («лес» вискеров) и сложная слоистая структура из разных фаз, часто внутри содержащая объемные дефекты в виде крупных несплошностей и пор. Формирование специфического рельефа, внутренних полостей и пор приводит к увеличению удельной поверхности материала на несколько порядков. Высокая удельная поверхность обеспечивает материалу каталитическую активность и реакционную способность, что позволяет использовать его в качестве катализатора химических реакций.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, Постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.В25.31.0011 и Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 13-02-00221.

Список литературы

- 1. H. Lipowsky, E. Arpaci, Copper in the Automotive Industry, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2007.
- E. Arpaci, A. Bode, Copper materials properties and applications in electrical engineering and electronics [Kupferwerkstoffe. Eigenschaften und Anwendungen in der Elektrotechnik und Elektronik], Metall 46 (1992) 22-31.
- 3. Л.Л. Одынец, А.Л. Пергамент, Г.Б. Стефанович, Ф.А. Чудновский, Механизм фазообразования в тонкопленочных структурах металл-оксид-металл с оксидами переходных металлов, Физика твердого тела 37 (1995) 2215-2218.
- А.Н. Абрамова, М.В. Дорогов, S. Vlassov, I. Kink, Л.М. Дорогин, R. Lõhmus, А.Е. Романов, А.А. Викарчук, Нановискеры оксида меди: методика получения, особенности структуры и механические свойства, Физика и Механика Материалов 19 (2014) 88-95.
- А.А. Викарчук, М.В. Дорогов, Особенности эволюции структуры и морфологии поверхности икосаэдрических частиц меди в процессе отжига, Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики 97 (2013) 682-686.

THE EFFECT OF HYDROGENATION ON MECHANICAL PROPERTIES AND DEFORMATION MECHANISM IN <144> SINGLE CRYSTALS OF HADFIELD STEEL

Astafurova E.G.¹, Maier G.G¹, Melnikov E.V.¹, Koshovkina V.S²

¹Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia ²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia elena.g.astafuroya@gmail.com

The influence of hydrogenation on microstructure and mechanical properties of <144> single crystals of Hadfield steel (Fe–13Mn–1.3C, wt. %) was investigated using transmission electron microscopy, optical metallography, tensile testing at room temperature. Electrochemical hydrogen charging was performed for 0.5–15 hours at room temperature in 3% water solution of NaCl containing 3g l⁻¹ of NH₄SCN as recombination poison at current density of 10 mA/cm².

Electron microscopic examinations of specimens deformed at room temperature showed that the main mechanism of deformation of the <144>-oriented single crystals in the initial state (without hydrogenation) is mechanical twinning. Single twinning starts from the very beginning of plastic flow, after yield point and determines the first stage of plastic curve with low strain hardening coefficient $\theta = d\sigma/d\epsilon \approx 0$ MPa. The second stage of plastic flow with $\theta \approx 1000$ MPa corresponds to multiple twinning, and starts after 30–45% of plastic strain.

Hydrogenation for 0.5 and 1 hour provides a decrease in value of σ_0 from 396 MPa in initial state (without hydrogen saturation) down to 300 MPa after charging for 1 hour. Increase in duration of hydrogen saturation up to 2–15 hours leads to increase in value of σ_0 up to 310-320MPa compared to states after hydrogen charging for 0.5 and 1 hour. But independently on duration of hydrogenation, the yield stresses of hydrogen saturated specimens are lower than in hydrogen-free ones. The total elongation of specimens hydrogenated for 0.5 and 1 hour is higher than that for specimens without hydrogen alloying – $\varepsilon \approx 70\%$ for hydrogen-free and $\varepsilon \approx 80\%$ for hydrogen-charged specimens. With following increase in hydrogenation duration up to 15 hours, the elongation of specimens decreases and gets similar to initial state.

The stages of plastic flow and deformation mechanisms for hydrogen-charged specimens are similar to one in initial state, but the strain-hardening coefficient on the second stage (associated with multiple twinning) tends to be lower for hydrogenated specimens $\theta \approx 700$ MPa compared to hydrogen-free one. These features arise from the prevalent role of the twinning in one system during deformation of hydrogen-saturated specimens, even in second stage corresponded to multiple shear.

The study on <144>-oriented single crystals of hydrogen-free and hydrogen-charged Hadfield steel has experimentally demonstrated a substantial activation of mechanical twinning in the hydrogen-charged specimens, which in turn caused a decrease in yield stresses and an increase in ductility (for hydrogenation duration of 0.5 - 5 hours).

This research was supported by the Russian Foundation for Basic Researches (project No. 15-38-20056). The authors are grateful to Professor Yu.I. Chumlyakov for steel single crystals.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ РОСТА КРИСТАЛЛОВ ТГС-ТГС+Сr НА ФОРМИРОВАНИЕ РЕГУЛЯРНОЙ ПРИМЕСНОЙ СТРУКТУРЫ

Шут В.Н.¹, Мозжаров С.Е.¹, Кашевич И.Ф.²

^{1.} Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь, <u>shut@vitebsk.by</u> ^{2.} ВГУ им. П.М. Машерова,210032 г. Витебск, Беларусь

В последние годы в области теоретического и практического исследования сегнетоэлектрических материалов большое внимание уделяется развитию доменной инженерии, целью которой является управление нелинейно-оптическими, электрооптическими, акустическими и другими свойствами материалов путем создания стабильных периодических доменных структур (ПДС) [1,2].

Исследования, проведенные в данной работе, направлены на получение кристаллов-сегнетоэлектриков с ПДС непосредственно в процессе роста кристалла путем создания регулярной примесной структуры (РПС). В качестве модельной системы, на которой изучались условия формирования пространственного изменения состава, использовались кристаллы триглицинсульфата с примесью трехвалентных ионов хрома (ТГС-ТГС+Сr).

При исследовании кристаллов ТГС- ТГС+Сг было показано, что конфигурация доменной структуры таких кристаллов в большой степени зависит от периода примесной структуры, которая задавалась временем роста в каждом из растворов. Однако, как показала практика, получение слоев заданного размера сопряжено с определенными трудностями, которые связаны с многими факторами. Одним из таких важнейших факторов, влияющих на кинетику роста, морфологию и качество выращиваемых кристаллов, является изменение скорости роста кристалла из раствора в присутствии примесей. В свою очередь, это влияние примесей на рост кристаллов – комбинированный эффект различных факторов: растворимости исходного материала и примесной фазы, состояния маточного раствора, взаимодействия между основным веществом и молекулами примеси, их относительными размерами ионов, сходстве кристаллографических структур двух фаз - основной и примеси. Результатом этих эффектов является селективное вхождение примеси в различные сектора кристалла, что в конечном итоге приводит к изменению его скорости по граням, т.е. изменению габитуса кристаллов. Также как и для других кристаллов, выращиваемых из растворов, механизм вхождения примесей в кристалл ТГС в процессе роста из допированного раствора носит сложный характер и причины формирования и распределения примеси в объеме кристалла до конца не выяснены. Поэтому для получения « полосатых» кристаллов ТГС- ТГС+Сг с заданным периодом самостоятельный интерес представляет изучение влияния примесей хрома на скорость роста кристаллов ТГС и формирование РПС.

Кристаллы выращивались скоростным методом при постоянной температуре роста ниже точки Кюри (температура Кюри ТГС– 49,15 °C). Неоднородные кристаллы ТГС-ТГС+Сг получали путем периодического доращивания затравки в растворах разного состава – из номинально чистого и содержащего легирующую примесь ионов хрома (Cr^{3+}). Изготовленная для этих целей аппаратура позволяет автоматизировать этот процесс. Заданное изменение состава в объеме кристалла достигалось за счет варьирования скорости роста при получении областей с различной концентрацией примеси.

Обычно, для выяснения вопроса о влиянии примеси на скорость роста, проводят выращивание кристаллов с различной концентрацией примеси и определяют скорость роста весовым методом. При этом, выращивание исследуемых кристаллов необходимо проводить соблюдая одинаковые технологические режимы. Для выполнения этого условия нами был разработан и изготовлен секционный кристаллизатор, позволяющий выращивать четыре кристалла при одинаковых термодинамических условиях. Использовались растворы следующих составов – номинально чистый и с примесью хрома с концентрацией 0,1 мол/л, 0,3мол/л и 0,9 мол/л. При концентрациях примеси ионов хрома в кристаллизуемом растворе ТГС свыше 1 мол/ л рост кристаллов либо прекращается либо невозможно получить кристалла хорошего качества.

Было выращено несколько групп кристаллов из растворов с указанным содержанием примеси и исследованы изменение габитуса кристаллов, весовая скорость роста, скорость роста кристаллов в направлениях (010), (001) и их отношение в зависимости от концентрации примеси и пересыщения растворов.

В результате проведенных исследований было установлено, что для всех кристаллов, выращенных в присутствии ионов примеси хрома наблюдалось изменение габитуса кристаллов и уменьшалась скорость роста по сравнению с кристаллами, выращенными из номинально чистых растворов. Кроме того, было установлено, что вхождение примеси в кристалл носит инерционный характер – вхождение примеси в кристалл начинается лишь после определенного времени выдержки его в растворе. Для получения качественных кристаллов ТГС с периодической примесной структурой необходимо в растворе с примесью создавать низкое пересыщение, pH растворов должно находиться в пределах 2,0 -2,2, при задании времени роста кристалла в примесном растворе нужно учитывать инерционность процесса вхождения примеси в кристалл.

С учетом полученных данных для исследования влияния скорости роста на формирование регулярной примесной структуры (РПС) в кристаллах ТГС - ТГС+Сг³⁺ с заданным периодом было выращено несколько групп кристаллов с различным временем выращивания и скорость роста в растворах разного состава. Скорость роста одного слоя кристалла (с примесью или беспримесного) задавалась пересыщением растворов. Температура роста была для всех кристаллов одинакова и составляла 31,3 °С, т.е. кристаллы выращивались в сегнетоэлектрической фазе.

Первая группа кристаллов – кристаллы с одинаковым временем роста в номинально чистом и примесном растворах (1 час, 2 часа и 4 часа) и с одинаковым, а также увеличивающимся для примесного раствора пересыщением.

При изучении с помощью поляризационного оптического микроскопа поверхности граней с регулярной примесной структурой (РПС) полученных кристаллов было установлено, что при одинаковом времени роста и небольших пересыщениях обоих растворов скорость роста в растворе с примесью была более чем в 5 раз меньше скорости роста чистого слоя. Период примесной структуры мог изменяться в зависимости от индекса грани, но соотношения скоростей роста в номинально чистых и с примесью слоях оставались постоянными (рис.1а). Увеличение времени выдержки в растворах приводило к увеличению соотношения скоростей роста – примесные слои почти не изменяли свои размеры, а номинально чистые области кристалла увеличивались в соответствии с временем роста. При создании более высокого пересыщения в примесном растворе формировалась РПС с соотношением размеров слоев ~ 3:1 в одном периоде роста.

Анализ полученных данных показал, что при указанных условиях роста формирование РПС с одинаковой шириной слоев практически невозможно реализовать из-за блокировки граней кристалла примесями хрома и значительного снижения вследствие этого скорости роста примесных слоев. При увеличении времени выдержки кристалла в примесном растворе ширина легированных слоев почти не изменяется, и более активное влияние оказывает задаваемое пересыщение.



Рис. 1. Микрофотографии поверхности граней кристаллов ТГС - ТГС+Сг с РПС с одинаковым (*a*) и разным (δ) временем роста в чистом и примесном растворах, пересыщение растворов: *a* – 0,2°С, δ – 0,8 °С. Размер поверхности – 400 х 500 мкм.

Для получения образцов с одинаковыми размерами чистых и примесных слоев РПС было увеличено время выдержки кристалла в примесном растворе и его пересыщение. В этом случае скорость роста легированных слоев была достаточно высокой соотношение скоростей роста не превышало 1,5–2 раза. Для кристаллов, выращенных при указанных условиях, размеры слоев были приблизительно одинаковыми, однако сам период вследствие больших скоростей роста увеличивался до 300–400 мкм (рис.16). Необходимо отметить, что отличительной особенностью таких кристаллов ТГС - ТГС+Сг было формирование РПС по всему объему кристалла вне зависимости от пирамиды роста, однако габитус кристалла также изменялся – количество граней уменьшалось.

Согласно проведенным исследованиям, для получения кристаллов TFC - TFC+Cr с одинаковой шириной чистых и примесных слоев и периодом роста менее 150 мкм необходимо уменьшить время роста в примесном растворе одновременно повышая скорость роста. Однако, как показывает практика, при пересыщениях выше 0,8 °C качество кристаллов снижается. Кроме того, получение кристаллов с небольшим периодом РПС путем уменьшения времени роста затруднено из-за инерционного характера вхождения примеси ионов в кристалл.

Список литературы

- 1. Aleksandrovski A. L. (1996), Periodic Ferroelectric Domain Structures for Nonlinear Optics. (1996). Laser Physics, 1996, V. 6, pp. 1003-1012.
- 2. Shur V., Rumyantsev E., Batchko R., Miller G., Fejer M., Byer R. (1999), Physical basis of the domain engineering in the bulk ferroelectrics, 1999. Ferroelectrics, V. 221, pp. 157-167.

БИОЛОГИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ МЕДИ

Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Янченко В. В.*, Конопелько Е.А. **

Институт технической акустики НАН Белоруссии, г. Витебск, Беларусь, shut@vitebsk.by

* Витебский государственный медицинский университет, г. Витебск, Беларусь ** УЗ «Витебская областная клиническая больница», г. Витебск, Беларусь

В последние годы интенсивное развитие получили работы в области создания новых материалов на основе ультрадисперсных и наноразмерных металлических порошков, в том числе порошков меди. Специфические свойства ультрадисперсных медьсодержащих частиц открывают широкие возможности для создания эффективных катализаторов с большой удельной поверхностью, электропроводящих материалов, препаратов с высокой биологической активностью для применения в экологии, медицине и сельском хозяйстве, эффективных смазочных материалов [1]. В связи с этим актуальной задачей является разработка и изучение закономерностей синтеза ультрадисперсных и наноразмерных медных и многокомпонентных порошков, а также исследование их физико-химических свойств и биологической активности.

В настоящее время разработан большой арсенал методов получения ультрадисперсных и наноразмерных порошков, обладающих заданными физико-химическими свойствами. Особую актуальность приобретает поиск высокопроизводительных, простых, доступных, экологически безопасных способов. Одним из возможных подходов к решению данной проблемы может служить использование метода соноэлектрохимического синтеза порошков [2]. Целью настоящей работы являлось исследование порошков меди, полученных соноэлектрохимическим методом.

Методика получения металлических порошков

Сущность соноэлектрохимического метода описывается следующим алгоритмом:

(1) подается короткий импульс тока на катод – в это время идет электролитическое осаждение порошка.

(2) после выключения электрохимического импульса, сразу же включается ультразвук - за это время происходит удаление порошка с катода.

(3) система находится в выключенном состоянии – происходит стабилизация системы.

На рис. 1 приведена диаграмма, поясняющая алгоритм работы.

Существенным достоинством соноэлектрохимического метода является высокая производительность и дополнительные возможности управления ходом процесса, путем изменения режимов работы не только электрохимического, но и ультразвукового оборудования.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 приведены фотографии медных порошков полученных соноэлектрохимическим методом, при различной плотности катодного тока. Время включения тока 600 миллисекунд, время включения ультразвука – 800 миллисекунд. Видно, что с увеличением плотности тока увеличивается доля мелкой фракции и уменьшается размер частиц порошка.






в

Рис. 2. Фотографии СЭМ порошка меди полученного при различной плотности тока $a - 460 \text{ мA/cm}^2$; $6 - 750 \text{ мA/cm}^2$; $6 - 1.07 \text{ A/cm}^2$

При плотности тока 460 мA/см² средний размер мелких частиц составлял ≈ 500 нм, а при плотности тока 1.07 A/см² ≈ 200 нм.

Как известно, использование наночастиц металлов является одним из перспективных направлений создания новых лекарственных средств, обладающих антимикробным действием. Они проявляют выраженную бактерицидную, противовирусную, фунгицидную и иммуномодулирующую активность, оставаясь при этом малотоксичными и не вызывающими резистентности [3].

Антибактериальную активность частиц меди (с дисперсностью, представленной на рис.2.*в*) тестировали на двух видах микроорганизмов: Staphylococcus aureus (золотистый стафилококк-St); Pseudomonas aeruginosa (синегнойная палочка-Ps). Готовили по две пробирки со взвесью микробов на растворе хлорида натрия. В опытную добавляли суспензию частиц меди. Пробирки инкубировали 1 час при комнатной температуре. Затем содержимое пробирок выливали на чашку с Мюллер Хилтон агаром и инкубировались 18 часов при температуре 35°C. Затем оценивали количество выросших колоний микроорганизмов – в опыте и контроле (рис. 3).



Рис. 3. Чашки с развившимися колониями золотистого стафилококка (слева) и синегнойной палочки (справа). Вверху образцы с порошком меди, внизу – контрольные

В контрольных образцах микроорганизмы полностью закрыли поверхность чашки. В образцах с порошком меди наблюдались единичные колонии микроорганизмов. Это свидетельствует о высокой антибактериальной активности частиц меди, полученных соноэлектрохимическим методом.

Список литературы

- 1. Рыбалко, Е. А. Электрохимическое получение ультрадисперсных многокомпонентных порошков в процессах утилизации медьсодержащих материалов/ Е. А Рыбалко// Автореферат кандидатской диссертации Новочеркасск 2013.-16 с.
- 2. Reisse, J.; Caulier, T.; Deckerkheer, C.; Fabre, O.; Vandercammen, J.; Delplancke, J.L.; Winand R. Quantitative sonochemistry // Ultrason. Sonochem.- 1996/- 3, S147–S151.
- 3. Ржеусский, С.Э. Нанодиагностика и антимикробные свойства наночастиц меди / С.Э. Ржеусский, Е.А. Авчинникова, С.А. Воробьева // Вестник фармации – 2014 .№3 (65).-С. 62-68.

МНОГОСЛОЙНАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ ФЕРРИТ НИКЕЛЯ ЦИНКА

Шут В.Н., Лалетин В.М., Романов В.А., Сырцов С.Р., Лобановский Л.С.*

Институт технической акустики НАН Белоруссии, Витебск, Беларусь, shut@vitebsk.by *Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению, г. Минск, Беларусь

С середины 20-х годов сформировалось и интенсивно развивается новое направления в физике активных диэлектрических материалов – создание и исследование структур с изменяющимися по объёму характеристиками (составом) – градиентных ферроиков (graded ferroics, GF) [1]. Особый прогресс был достигнут в получении и исследовании градиентных сегнетоэлектрических структур различного состава с электрофизическими характеристиками, существенно превосходящими параметры однородных материалов. В частности, создание градиентных структур на основе твёрдых растворов титаната бария стронция Bax-1SrxTiO3 позволило преодолеть основной недостаток, присущий однородным материалам, - их температурную нестабильность, обусловленную сильным изменением диэлектрических характеристик в рабочей области температур [2]. Кроме несомненной практической перспективы, градиентные сегнетоэлектрики оказались весьма перспективными и с научной точки зрения в плане исследования в них особенностей сегнетоэлектрической неустойчивости, процессов поляризации и т.п. Возможность единого термодинамического описания явлений в различных ферроиках (подход Ландау-Гинзбурга) позволяет предположить, что отмеченные эффекты могут проявляться и в других структурах с пространственно изменяющимся составом – в частности в градиентных ферромагнетиках [3]. В частности, наличие в последних градиента намагниченности М может приводить к появлению в системе встроенного магнитного поля. Несомненный интерес представляет создание градиентных ферромагнитных структур и с целью улучшения «традиционных» магнитных характеристик материалов - магнитной проницаемости, петель гистерезиса и т.п. В то же время объём экспериментальных исследований в данной области невелик.

Целью данной работы является получение многослойной керамики феррит никеля цинка (Ni_{x-1}Zn_x)Fe₂O₄ (НЦФ) и исследование её магнитных характеристик.

Методика изготовления образцов

В качестве базового материала для создания многослойной магнитной керамики были выбраны магнитомягкие никель-цинковые ферриты. Материалы этой системы кристаллизуются в структуре шпинели (MgAlO₄) и представляют собой твёрдые растворы замещения образованные двумя простыми ферритами, один из которых (NiFeO₄) является ферримагнетиком, а другой (ZnFeO₄) – немагнитным. Разбавление твёрдого раствора немагнитным ферритом вызывает ослабление основного обменного взаимодействия типа А-В-О, что выражается в монотонном снижении температуры Кюри (Tc) при увеличении мольной доли ZnFeO₄ в составе феррошпинели. Значение Tc варьируется от 590^oC для чистого NiFeO₄(x = 0) до 80^oC при x = 0.7 [4].

Для изготовления феррита применяли оксиды ZnO и Fe₂O₃ квалификации ЧДА и NiO квалификации Ч. Состав шихты рассчитывали с учетом содержания основного вещества. Смешивание и помол исходных компонентов осуществляли в шаровой мельнице в присутствии жидкой среды (этиловый спирт) в течение 0,5 часа. Синтез проводили на воздухе в два этапа. На первой стадии материалы спекали при температуре 1020° C в течение двух часов. Затем проводили помол и повторное спекание при температуре 1020° C в течение одного часа. Используя данную технологию, были получены ферриты (Ni_{1-x}Zn_x)Fe₂O₄ трёх составов: *x* = 0; 0.1;0.2.

Полученная шихта использовалась для отлива пленок методом шликерного литья.

Отлитые керамические пленки толщиной ~25 мкм прессовали в пакеты с требуемой конфигурацией керамических слоев. Из пакетов вырубали заготовки $5,5 \times 4,0$ мм². Полученные заготовки спекали методом двухстадийного синтеза. Температура повышалась до максимального значения 1270°C, затем снижалась до 1020°C и выдерживалась в течении 3-х часов. Магнитные измерения проводились на универсальном автоматизированном вибрационном магнитометре фирмы Cryogenic Limited (Лондон).

Результаты и их обсуждение

Рентгеноструктурные исследования как однородных, так и многослойных образцов, показали, что используемая в настоящей работе технология позволяет получать однофазные структуры во всем диапазоне концентрации Zn (x = 0-0.2). Это позволяет предположить, что каждый из пространственных слоев многослойной структуры имеет параметры (в частности, магнитную проницаемость ε и намагниченность M), близкие к параметрам однородных материалов соответствующего состава. Были изучены магнитные характеристики однородных пленок НЦФ с составами, используемыми в дальнейшем при создании многослойных структур (x=0-0.2).

Экспериментально полученные петли гистерезиса для однородных образцов имели стандартный вид (рис.) и хорошо аппроксимировались выражением [5]

$$M = \pm M_s th(\frac{\pm B - B_c}{2\delta})$$

где M_s — намагниченность насыщения, M_r – остаточная намагниченность, B_c – коэрцитивное поле (верхний знак соответствует восходящей ветви петли, нижний знак – нисходящей).

Значение параметра б определяется выражением

$$\delta = E_c \left[\ln \left(\frac{1 + \frac{M_r}{M_s}}{1 - \frac{M_r}{M_s}} \right) \right]^{-1}$$

Концентрационные зависимости основных параметров (*M_c* и *B_c*), характеризующих гистерезисные явления в однородных и многослойных образцах, представлены в таблице.

	Zn 1,0	Zn 2,0	ZnO	многослойный
Вс, Тл	0,00102	0,00109	0,00156	0.00139
M _r , emu/g	9,5	8,5	11	11
M _s ,emu/g	55	63	45	59

В данной работе приложенное магнитное поле H было направлено вдоль плоскости образца, т.е. перпендикулярно градиенту состава. При такой геометрии эксперимента возникающее в образце внутреннее магнитное поле (обусловленное изменением состава образца по его толщине) $\overline{H}_{int} \perp \overline{H}$ и не должно оказывать влияние на значение суммарной намагниченности M в образце. Т.е. намагничивание разных слоёв происходит независимым образом. Следовательно, результирующая петля гистерезиса для многослойного образца получается «суммированием» ординат петель отдельных слоёв структуры. Проведённые исследования магнитных характеристик многослойных образцов (Ni_{x-1}Zn_x)Fe₂O₄ подтвердили данное предположение и показали что вид и параметры экспериментальных петель гистерезиса (рис.1) удовлетворительным образом согласуются с теоретическими при использовании значений B_c и M_r , определённых для однородных материалов.



Рис. 1. Экспериментальная и теоретически рассчитанная петли гистерезиса

Сдвига петель гистерезиса (ни по оси M, ни по оси B) в исследуемых материалах обнаружено не было.

Список литературы

- Shut, V.N. Compositionally graded BST ceramics prepared by tape casting / V.N. Shut, S.R. Syrtsov, V.L. Trublovsky, A.D. Poleyko, S.V. Kostomarov, L.P. Mastyko // Ferroelectrics. – 2009. – V. 386, N 1. – P. 125–132.
- Shut, V. N. Ferroelectric properties of compositionally graded BST ceramics / V. N Shut, S. R. Syrtsov, V. L. Trublovsky // Phase Transitions: A Multinational Journal . –2010. – V. 83, N 5. – P. 368–377.
- Ginzburg V.L. Some remarks on ferroelectricity, soft modes and related problems // Ferroelectrics . – 1987 – V. 76, N 1. – P. 3–22.
- 4. 4. Пасынков, В.В. Материалы электронной техники / В.В. Пасынков, В.С. Сорокин . Москва: Изд-во Высшая школа, 1986. –366 с.
- Шут, В.Н. Поляризационные характеристики градиентных толстых пленок Ba_{1-x}Sr_xTiO₃ / В.Н. Шут, С.Р. Сырцов, В.Л. Трубловский // Физика твердого тела. –2011. том 53. вып. 9. С.1761–1767.

ПРИМЕНЕНИЕ СТАТИСТИЧЕСКИХ ПОДХОДОВ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ИЗНОСА РАБОЧИХ ВАЛКОВ СТАНОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Платов С.И., Амиров Р.Н., Дема Р.Р., Ярославцев А.В.

На современном этапе развития черной металлургии, в частности производства горячекатаного листа, важной проблемой является увеличение эксплуатационных свойств прокатных валков. Стойкость и работоспособность прокатных валков определяют технико-экономические показатели работы станов, а именно, производительность, качество продукции, относительный расход валкового материала и прочее.

Прогрессивным способом повышения эффективности горячей прокатки является применение технологической смазки. Смазочный материал уже долгое время является важным компонентом в продлении ресурса и срока службы прокатных валков, а также снижения энергосиловых параметров [1–6].

Одним из перспективных направлений исследования процесса горячей прокатки является разработка адекватной модели, которая позволила бы на основе теоретических данных о прокатываемом сортаменте прогнозировать износ прокатных валков чистовой группы клетей стана 2000 горячей прокатки как при использовании смазочного материала, так и без него. Построение подобной модели способно открыть новые возможности для исследования процесса проката, его оптимизации и повышения ресурса рабочих валков.

В процессе анализа различных подходов моделирования износов валковой системы [7–9], нами установлено, во-первых, статистические модели наиболее адекватно отражают прогнозирование износа, во-вторых, наличие большого числа различных факторов, определяющих характер износа, затрудняют получение зависимостей для его расчета.

На первом этапе построения статистической модели износа рабочих валков проанализировали массив данных значений конечного профиля валков. Считая профиль симметричным относительно центральной оси, с нашей точки зрения, достаточно рассматривать только половину бочки рабочего валка. На основе графически-статистического анализа конечных профилировок рабочих валков были выделены три характерные зоны (рисунок 1):

1) Зона отсутствия контакта валка с полосой (I – [0; 0,25)). Данная зона характеризуется минимальным изнашиванием поверхности бочки валка.

2) Зона переменного контакта валка с полосой характеризуется неравномерным износом (II – [0,25; 0,625)). Данная зона образуется в результате перепада размерных характеристик прокатываемых полос (ширины полосы) в рамках одного монтажа.

3) Зона постоянного контакта поверхности бочки рабочего валка с прокатываемой полосой (III – [0,625; 1]). Данная зона характеризуется наиболее интенсивным износом.



Рис. 1. Распределение характерных зон износа по длине бочки рабочего валка (на примере прокатки среднестатистического монтажа Клети №8)

Расчет граничных значений перехода зон проводился путем статистической оценки размерных характеристик прокатываемых монтажей.

По данным таблицы, граница зон 1-2 проходит по точке 263 мм (точка контакта валка с краем максимально широкой прокатываемой в рамках монтажа полосы). Граница зон 2-3 проходит по точке 509 мм. Учитывая, что эмпирические значения конечных профилировок замерены по 17 точкам, расположенным на расстоянии 125 мм, то границы зон необходимо выбирать с учетом данного разбиения. Таки образом, граница зон 1-2 будет проходить в точке 250 мм, граница зоны 2-3 – 625 мм.

В качестве вида уравнения аппроксимации были выбраны линейные уравнения вида:

$$u = a_1 \cdot x + a_0 \tag{1}$$

Коэффициенты уравнения линейной регрессии были найдены с помощью метода наименьших квадратов. Для каждого из выделенных участков было построено частное уравнение, представленное на рис. 2.





Для описания профиля валка используется система уравнений:

$$\begin{cases} y_1 = a_{11} \cdot x + a_{10}, & x \in [0; 0, 25) \\ y_2 = a_{21} \cdot x + a_{20}, & x \in [0, 25; 0, 625) \\ y_3 = a_{31} \cdot x + a_{30}, & x \in [0, 625; 1] \end{cases}$$
(2)

Коэффициенты a_{1i} ; a_{i0} , были спрогнозированы с использованием метода множественной регрессии в зависимости от параметров процесса горячей прокатки.

На рис. 3 приведены показатели, выбранные в качестве характеристик горячей прокатки.

При моделировании коэффициентов нами использовались четыре типа переменных:

1) переменные, взятые по абсолютному значению $X_i = (D, \Pi, L)$;

2) переменные, взятые в виде накопленного итога по длине прокатанного монтажа $X_i' = (P', B', H', \omega', U', M', \sigma'_0)$, рассчитанные по формуле:

$$X'_i = X_{ij} \cdot L_j \tag{3}$$

где *i* – номер клети; *j* – положение валка.

3) переменные, взятые в виде средневзвешенных значений по длине прокатанного монтажа $X_i' = (\overline{B'}, \overline{H'}, \overline{\omega'}, \overline{U'}, \overline{M'}, \overline{\sigma'_0})$, рассчитанные по формуле:

$$\overline{X_{\iota}}' = \frac{X_{ij} \cdot L_j}{\Sigma L_j} \tag{4}$$

4) фиктивные переменные, используемые для описания качественных переменных, имеющие вид:

$z_{ij} = \begin{cases} 1,$ если переменная отвечает заданному условию 0, если переменная не отвечает заданному условию



Рис. 3. Переменные, входящие в уравнения регрессии

В работе [10] приводится два вида износа поверхностей: абразивный и тепловой. В первых трех клетях чистовой группы стана (№ 7-9), наблюдается тепловой вид износа, связанный с прокаткой полос повышенной температурой, а в последующих клетях – абразивный. С учетом вышеизложенного, в результате регрессионного анализа нами были получены следующие уравнения коэффициентов профиля для клетей №7–9:

$$\begin{aligned} a_{10} &= -0,1086 + 0,00078 * L + 0,0035 * \overline{H'} + 0,0087 * \overline{\omega'} - 0,00012 * U' \\ &+ 0,0886 * \overline{M'} - 0,0384 * \Pi + 0,000316 * Z11 + 0,0084 * Z12 \\ &+ 0,0035Z2 \end{aligned} \tag{5}$$

Для клетей №10–13:

$$a_{10} = -0,1086 + 0,00078 * \overline{B'} + 0,005923 * Z15 + 0,001506 * \overline{\delta'} + 0,000393 * \overline{\omega'} (11)$$

$$-0,041795 * \Pi - 0,0384 * \Pi - 0,005080 * Z2$$

$$a_{11} = -0,2633 - 0,00007M' + 0,1534Z3 - 0,000017B' + 0,000491\delta' (12)$$

$$+03068Z14 - 0,00009P - 0,000383\omega' + 2,02347\Pi + 0,1987Z2 (13)$$

$$a_{20} = 1,1171 + 0,325Z14 - 0,000788\overline{B'} - 0,000002P + 0,12066Z15 + 0,04047Z3 (13)$$

$$a_{21} = 2,2587 - 1,01871Z14 + 0,0016\overline{B'} - 0,598Z15 - 2,885Z13 + 1,42367\Pi (0,1562Z2 + 0,00226\overline{M'} + 0,06385Z3 - 0,04565\overline{\delta'} - 0,02549\overline{\omega'} (14) (14) - 0,00083D$$

$$a_{30} = 0,4852 + 0,00006P + 0,00005B' + 0,848497\Pi - 0,015278\overline{\omega'} (14) - 0,073988Z2 - 0,1403\overline{H'} + 0,001579H' + 0,043Z3 - 0,00053\delta' (15) - 0,704219Z13 + 0,000757\overline{M'}$$

$$a_{31} = -0,2646 - 0,02773Z15 + 0,000148\overline{B'} + 0,021Z (16)$$

Если подставить данные коэффициенты в систему уравнений (2), можно получить модель прогнозирования профиля рабочих валков для клетей N_27-13 чистовой группы стана. Для улучшения ее качества в модель были введены уточняющие коэффициенты C_{1wi} и C_{0wi}

w – номер рассматриваемого участка;

w=1 для зоны отсутствия контакта валка с полосой;

w=2 для зоны переменного контакта валка с полосой;

w=3 для зоны постоянного контакта валка с полосой;

J-номер рассматриваемой клети;

J=1 для клети № 7; *J*=4 для клети № 10; *J*=7 для клети № 13;

J=2 для клети № 8; *J*=5 для клети № 11;

J=3 для клети № 9; *J*=6 для клети № 12.

С учетом данных коэффициентов система уравнений (2) примет вид:

$$\begin{cases} y_1 = C_{11j} \cdot a_{11} \cdot x + C_{10j} \cdot a_{10}, & x \in [0; 0, 25) \\ y_2 = C_{21j} \cdot a_{12} \cdot x + C_{20j} \cdot a_{20} & x \in [0, 25; 0, 625) \\ y_3 = C_{31j} \cdot a_{13} \cdot x + C_{30j} \cdot a_{30} & x \in [0, 625; 1] \end{cases}$$
(17)

Значение коэффициентов C_{0ij} и C_{1ij} определяется в зависимости от номера клети, положения валка и от применения СТС и принимают различную величину:

- Для клетей 7-9 коэффициент C_{0ij} принимает значения от [0,73 1,33], а коэффициент C_{1ij} от [0,42 до 1,25].

- Для клетей 10-13 коэффициент *С*_{0ij}принимает значения от [1,01 1,13], а коэффициент *С*_{1ij}от [1,036 до 1,089].

Пример прогнозирования профиля для верхних и нижних рабочих валков клетей №7-13 представлен на рисунках 4– 5.



Рис. 4. Прогнозирование профиля верхнего рабочего валка клети №7



Рис. 5. Прогнозирование профиля верхнего рабочего валка клети №10

Из рисунков 4 – 5 видно, что расхождение экспериментальных и расчетных данных по величине износа для клетей №7-9 (тепловой износ) не превышает 5...15%; для клетей №10-13 (абразивный износ) составляет 11...22%, это позволяет считать предложенную модель адекватной.

Таким образом, основываясь на вышеизложенном, установили возможность использования статистической модели для прогнозирования величины и характера износа поверхности бочки рабочих валков для его своевременной компенсации, и определения допустимого регламента работы.

Список литературы

- Дубовский С.В., Дёма Р.Р., Харченко М.В. и др. Комплексная оценка и исследование эффективности системы подачи технологической смазки в клетях №7 – 9 непрерывного широкополосного стана горячей прокатки 2000 ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» // Производство проката №12. 2011, С. 6 – 8
- 2. Платов С.И., Румянцев М.И., Дема Р.Р., и др. Эффективность процесса горячей прокатки с подачей СМ между опорным и рабочим валками на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки 2000 ОАО «ММК» Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. №4. 2011, С.19 21.
- 3. Румянцев М.И., Дёма Р.Р., Харченко М.В. Определение параметров, воздействующих на эффективность работы системы подачи технологической смазки непрерывных широкополосных станов горячей прокатки, Научно –технический и производственный журнал Металлургические процессы и оборудование. (Украина). №1. 2012. С. 12 – 17
- 4. С.И. Платов С.И., Дема Р.Р., Амиров Р.Н. и др. Влияние смазочного материала на изменение энергосиловых параметров прокатки в непрерывной группе клетей стана 2000 горячей прокатки ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» //Производство проката 2013. №11. С. 14 18.
- Платов С.И., Дема Р.Р., Амиров Р.Н. и др. Математическое моделирование процесса изнашивания рабочих валков клети кварто при подаче смазочного материала Горный журнал «Черные металлы» специальный выпуск к 80-летию комбината.2012. С.54 – 57.
- 6. Платов С.И., Дема Р.Р., Амиров Р.Н. и др. Математическая модель процесса изнашивания и прогнозирования срока службы рабочих валков клети кварто при подаче смазочного материала // Производство проката 2012. №9 С. 38 44.
- 7. Щебаниц.Э.Н. Износ опорных валков и изменение шлифовочного профиля рабочих валков дрессировочного стана [Текст]/Э.Н.Щебаниц, К.Н.Савранский. Н.И.Великий, В.Г.Надутов Металлург,-1971,-№11, С 42-43.
- Ткалич К.Н. Определение величины и формы неравномерности износа рабочих валков толстолистовых станов [Текст]/ К.Н. Ткалич, А.А. Будаква, Г.Н. Шмаков и др.// Производство листа: Науч. тр./МЧМ СССР. -М.: Металлургия, - 1976, - №4, - С. 57-63.
- Будаква А.А. Определение величины износа рабочих валков по расходу электроэнергии на прокатку [Текст]/ А.А. Будаква, К.Н. Ткалич, Г.Н. Шмаков и др.// Сталь, - 1978, - №9, - С. 830-832.
- 10. Трейгер Е.И. Повышение качества и эксплуатационной стойкости валков листовых станов Текст./ Е.И. Трейгер, В.П. Приходько -М.: Металлургия, 1988.-192 с.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ СМАЗОЧНОГО МАТЕРИЛА В ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

Платов С.И., Амиров Р.Н., Дема Р.Р., Ярославцев А.В.

Развитие автомобильной промышленности играет большую роль в жизни современного человека. Обеспечение пассивной безопасности, облегчение массы автомобиля, введение новых высокопрочных марок стали диктуют новые требования к производству автомобильного листа. В связи с этим на ОАО «ММК» появилась необходимость в производстве марок стали с высокими классами прочности, способных выдержать высокие удельные нагрузки и работу в суровых условиях. В современном автомобиле обычно используются двухфазные ферритно-мартенситные стали (рис.1) [1].



Рис.1. Кузов современного автомобиля с использованием двухфазной ферритно-мартенситной стали.

Процесс получения автостали в условиях ОАО «ММК» включает в себя четыре основных этапа технологической цепочки (таблица 1.), которые оказывают наиболее существенное влияние на формирование требуемых свойств металлопроката из двухфазной стали:

- Выплавка стали (ККЦ);
- Получение горячекатаного подката на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки 2000 (ЛПЦ-10);
- Получение холоднокатаного проката на непрерывной травильной линии, совмещённой с 5-ти клетьевым станом тандем холодной прокатки (ЛПЦ-11);
- Термическая обработка холоднокатаного проката на агрегате непрерывного горячего оцинкования, совмещенная с процессом нанесения горячецинкового покрытия (ЛПЦ-11).

При производстве такого рода продукции производственное оборудование испытывает высокие нагрузки близкие к критическим. Поэтому перед выпуском данной продукции, с учетом технических возможностей оборудования, необходимо рассмотреть вопросы, связанные с разработкой и применением способов, направленных на снижение энергозатрат при прокатке.

Одним из прогрессивных способов снижения энергозатрат при горячей прокатки является применение систем технологической смазки (далее по тексту СТС). Смазочный материал (далее по тексту СМ) уже долгое время является важным компонентом в продлении ресурса и срока службы оборудования, а также снижении энергосиловых параметров горячей прокатки.

В 2006 году в условиях ЛПЦ №10 ОАО «ММК» была смонтирована и опробована система MIDAS. СТС MIDAS предназначена для приготовления и дозированной подачи водно-масляной дисперсии на опорные валки трех клетей (№ 7–9) чистовой группы стана

горячей прокатки. Вся система MIDAS состоит из одного модуля, который смешивает воду и масло. Комбинация воды и масла имеет хорошие охлаждающие свойства и позволяет значительно экономить энергию.

ЦЕХ ОАО «ММК»	ОПИСАНИЕ ЭТАПА		
ккц	Выплавка стали в соответствии с заданным химическим составом		
ЛПЦ №10	Получение горячекатаного подката на ШСГП 2000		
ЛПЦ №11	Получение холоднокатаного подката на травильно-прокатном агрегате Термическая обработка х/к проката на АНГЦ, совмещенная с процессом нанесения горячецинкового покрытия		

Таблица 1. Основные этапы производства двухфазной стали в условиях ОАО «ММК»

Более чем за пятилетний опыт эксплуатации данной системы, произведен ряд исследований [2–9], направленных на определение эффективности данной работы.

Результатами проведенной работы стало снижение энергосиловых параметров, износа рабочих и опорных валков, а также теплопереноса между ними. В процессе их эксплуатации, использование СМ повышает качество поверхности рабочих и опорных валков, позволяет увеличить ресурс работы прокатных валков между перевалками на 10–20 %, снизить усилие прокатки на 4 – 16%, нагрузку на двигатель на 1 – 18%, уменьшить температуру рабочих валков на 6 – 21 °C, разность температур по длине бочки на 10 – 17 °C и т.д.

Таким образом применение СТС позволяет снизить затраты на электроэнергию, а именно мощность при прокатке в среднем на 8,8% и износ прокатных валков на 23,8% тем самым, экономический эффект достигает 8 368 149 рублей в год, что позволит снизить себестоимость листового проката.

Список литературы

- 1. Румянцев М.И. Методика разработки режимов листовой прокатки и ее применение // Вестник МГТУ. 2003. № 3.
- 2. Платов С.И., Румянцев М.И., Дема Р.Р., Харченко М.В. Эффективность процесса горячей прокатки с подачей СМ между опорным и рабочим валками на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки 2000 ОАО «ММК» Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. №4. 2011, С.19 21.
- С.В. Дубовский, Р.Р. Дёма, Харченко, М.В. А.В. Ярославцев. Комплексная оценка и исследование эффективности системы подачи технологической смазки в клетях №7 9 непрерывного широкополосного стана горячей прокатки 2000 ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» // Производство проката №12. 2011, С. 6 8
- 4. М.И. Румянцев, Р.Р. Дёма, М.В. Харченко. Определение параметров, воздействующих на эффективность работы системы подачи технологической смазки непрерывных широкополосных станов горячей прокатки, Научно –технический и производственный журнал Металлургические процессы и оборудование. (Украина). №1. 2012. С. 12 – 17
- 5. Платов С.И., Дема Р.Р., Амиров Р.Н. и др. Математическая модель процесса изнашивания и прогнозирования срока службы рабочих валков клети кварто при подаче смазочного материала // Производство проката 2012. №9 С. 38 44.
- 6. Платов С.И., Дема Р.Р., Амиров Р.Н. и др. Математическое моделирование процесса изнашивания рабочих валков клети кварто при подаче смазочного материала Горный журнал «Черные металлы» специальный выпуск к 80-летию комбината.2012. С.54 – 57.
- 7. С.И. Платов С.И., Дема Р.Р., Амиров Р.Н. и др. Влияние смазочного материала на изменение энергосиловых параметров прокатки в непрерывной группе клетей стана 2000 горячей прокатки ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» //Производство проката 2013. №11. С. 14 18.

- 8. С.И. Платов С.И., Дема Р.Р., Амиров Р.Н. и др. Исследование и оценка загруженности главных приводов непрерывной группы клетей стана 2000 горячей прокатки в зависимости от сортамента выпускаемой продукции//Производство проката 2014. №2. С. 13 – 16.
- 9. С.И. Платов С.И., Дема Р.Р., Амиров Р.Н. и др. Разработка модели прогнозирования энергосиловых параметров горячей прокатки при подаче смазочного материала на валки непрерывного широкополосного стана //Производство проката 2014. №4. С. 3 – 9.

ТЕХНОЛОГИЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА ВИСМУТА

Марков О.И., Хрипунов Ю.В.

Орловский государственный университет, г. Орел, Россия O.I.Markov@mail.ru, Phyrexia@yandex.ru

Актуальной проблемой современного материаловедения является создание высококачественных атомно-чистых поверхностей монокристаллов желаемой наноморфологии. При этом формирование микрорельефа поверхности часто сопровождается перестройкой ее электронного спектра и, соответственно, изменением электрических характеристик. Поэтому актуальными задачами современной физики поверхностных явлений являются изучение свойств чистых поверхностей монокристаллов и процессов формирования на них наноструктур, исследование основных атомных механизмов, связанных с самоорганизацией наноструктур на поверхности.

Процессы самоорганизации – это процессы, протекающие в условиях далеких от термодинамического равновесия. Процессы самоорганизации структур на поверхности монокристаллов имеют разную физическую природу, отличающихся по механизму и условиям протекания. Выявление характера самоорганизации сложных систем позволяет понять закономерности их поведения в неравновесных условиях. Образование низкоразмерных систем на поверхности монокристаллов и их свойства определяются сложным характером межатомного взаимодействия. При этом большое значение имеет выбор кристаллографической ориентации поверхности монокристалла, свойства которого определены особенностями строения решетки.

В качестве исследуемой поверхности использовалась плоскость скола монокристалла висмута, выращенного методом зонной перекристаллизации. Для предотвращения дополнительного дефектообразования использовался электроискровой способ вырезания из слитков образцов необходимых размеров. При подготовке поверхности образцы скалывались по плоскости совершенной спайности после замораживания в жидком азоте. Исследовались монокристаллы висмута плотностью дислокаций 10⁹ см⁻². Дефекты распределены по поверхности скола приблизительно равномерно.

Для создания условий, далеких от равновесия необходимо сделать систему открытой, подводя энергию извне. С этой целью монокристалл висмута облучался потоком атомарного водорода (AB). В опытах использовался водород чистотой 99,995%. Диссоциированный на радикалы водород с концентрацией активных частиц $10^{13} - 10^{14}$ см⁻³, получался в результате высокочастотного электрического разряда. Эксперименты проводились в вакуумной установке с использованием СВЧ ионно-плазменного источника Образец монокристалла висмута обрабатывался атомарным водородом в течение часа.

Микротопография поверхности монокристаллов висмута до и после облучения AB исследовалась с помощью сканирующего атомно-силового микроскопа CMM-2000. До облучения поверхность кристалла была гладкой и однородной. Полученные изображения результатов обработки поверхности монокристалла висмута AB с использованием программного обеспечения CMM-2000 в виде трехмерного представления приведены на рисунке 1. Обнаружено, что в результате облучения АВ на поверхности монокристалла висмута формируются образования в виде выступов субмикронных и наноразмеров.

Хорошо видны образования одиночных и скоплений треугольных пирамид с длинами сторон основания 150–200 нм. Углы между сторонами основания пирамид составляют ~60°, т.е. они направлены вдоль бинарных осей монокристалла. Угол наклона грани по отношению к плоскости скола монокристалла составляет ~54°–56°, что соответствует наклону граней менее совершенной спайности монокристалла висмута.



Рис.1. 3D-изображение структуры участка поверхности монокристалла висмута после облучения атомарным водородом.

Некоторые нарушения формы образования связаны с наличием притупления при вершине пирамиды. Округлые образования сложены несколькими неизолированными пирамидами. Микровыступы расположены на фоне однородного нанорельефа мелких нановыступов. Плотность выступов всех размеров составляет 2·10⁹ см⁻². Между пирамидами видны треугольные ямки с четким огранением дна и углом 60° между сторонами, являющиеся местами выхода дислокаций. Распределение образований по высотам имеет вид кривой с резким максимумом (рис.2) при 37,6 нм. Доля образований с размерами меньшими наиболее вероятных составляет 37%. Верхняя граница высот составляет 184 нм, что соответствует верхней границе распределения по диаметрам.



Рис.2. Распределение образований по высотам.

В данном докладе для объяснения возникновения микрорельефа предлагается модель самоорганизации. Причиной появления фигур роста является взаимодействие атомарного водорода с поверхностью монокристалла висмута. Одинаковый наклон микровыступов указывает на основные атомные механизмы, играющие роль в формировании границы раздела во время самоорганизации атомов на поверхностях (111). Физикохимические процессы, происходящие при взаимодействии поверхности твердых тел с активной газовой средой, сопровождаются активным энергообменом. При рекомбинации атомарного водорода на поверхности кристалла выделяется значительная энергия 4,48 эВ на один акт рекомбинации. Физическое распыление поверхностных атомов обрабатываемой пластины, осуществляется за счет кинетической энергии, когда энергия ионов превысит пороговую энергию распыления.

Энергия, выделяющаяся в результате образования молекулярного водорода в случае ее передачи поверхностным атомам, может стимулировать диффузионные процессы в приповерхностных областях полупроводниковых кристаллов, приводить к деградации и распылению кристаллов. Активированные атомы кристалла могут мигрировать вдоль поверхности. Распыленные атомы висмута, осаждаясь на поверхность кристалла, теряют од-

ну степень свободы, также могут мигрировать по поверхности. Поверхностная диффузия является структурно чувствительным процессом. Мигрирующие атомы будут встраиваться в решетку в положениях, наиболее энергетически выгодных. Благодаря этим процессам происходит модификация поверхности монокристалла. Известно, что существует прямая связь между скоростями роста и растворения кристалла. Поэтому образования на поверхности монокристалла напоминают фигуры роста висмута. Наноструктуры можно создавать либо «снизу» путем выращивания с помощью исходной нанозатравки, либо «сверху» путем дисперсии макроскопического кристалла. В том случае, когда наноструктуры образуются на поверхности кристалла, то возможны оба пути одновременно. На поверхности кристалла всегда найдутся нанозатравки, на которых будет агрегироваться нанокристалл. В связи с этим появляется задача поиска причин возникновения мест локализации процессов самоорганизации на поверхности облучаемого материала. Материал для строительства используется с соседних участков, которые подвергаются разрушению. Такими участками могут быть места выхода дислокаций на поверхность кристалла.

Поскольку рост происходит на поверхности монокристалла, то образования обладают структурными особенностями массивного кристалла. Согласно принципам Кюри и Неймана точечная группа габитуса нанообразования должна быть подгруппой симметрии кристалла. Поэтому форма нанообразований должна быть правильной треугольной пирамидой. Образование в виде треугольной пирамиды особенно устойчиво, что связано с ее топологией.

Таким образом, в результате исследования, проведено изучение воздействия атомарного водорода (H), получаемого путем диссоциации молекулярного водорода (H₂) высокочастотным разрядом, на топологию поверхности монокристалла висмута. Установлено, что при облучении AB на сколе монокристалла висмута возникают пространственно самоорганизованные структурные элементы. Обнаружена иерархия структурных элементов на разных масштабных уровнях. Предполагается, что микроструктура, зарегистрированная после облучения AB, тесно связана с дефектной структурой кристаллов (примерно одинаковая концентрация дислокаций на поверхности кристалла и образований в пересчете на см⁻²).

Обработка монокристаллов висмута в рабочей среде атомарного водорода открывает новые возможности модификации поверхностной структуры кристаллов. Применение самособирающихся и самоорганизующихся наноразмерных частиц в нанотехнологии открывает новые возможности для создания веществ и материалов с заданными физикохимическими свойствами. Такой подход открывает возможности для создания принципиально новых квантово-размерных систем в двухмерных структурах, примером которых являются самоорганизующиеся структуры при создании ансамблей низкоразмерных систем.

Список литературы

- Марков, О.И. Самоорганизация структур на поверхности монокристалла висмута в атмосфере атомарного водорода [Текст] / О.И. Марков, Ю.В. Хрипунов, В.Ф. Харламов, Д.А. Коростелев / Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. - 2013. - №1. -С.76-79.
- Марков, О.И.Влияние атомарного водорода на реструктуризацию поверхности скола монокристалла висмута [Текст] / О.И. Марков, Ю.В. Хрипунов / Труды МФТИ. - 2014. - Т. 6. - № 1. - С. 66–71.

МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Лалетин В. М., Поддубная Н. Н.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь poddubnaya.n@rambler.ru

Магнитоэлектрический (МЭ) эффект [1,2] открывает широкие перспективы для разработки и создания приборов и устройств взаимного контроля и преобразования электрических и магнитных характеристик, магнитополевых сенсоров, не требующих дополнительных источников энергии, устройств хранения и считывания информации [3–5]. Несмотря на перспективность таких материалов, пока еще рано говорить об их получении методами микроэлектроники. Причиной тому является отсутствие разработанных методик получения, удовлетворяющих требованиям термостабильности структур и воспроизводимости МЭ эффекта.

Метод ионно-лучевого распыления/осаждения (ИЛРО) [6, 7] позволяет средствами микроэлектроники создавать компактированные в едином объеме материалы, сочетающие одновременно магнитные и сегнетоэлектрические свойства. Особенности метода позволяют получать структуры с высокой адгезией контактирующих слоев, что создает условия для реализации МЭ взаимодействия.

Наибольших значений МЭ эффекта можно достичь на монокристаллических подложках арсенида GaAs и нитрида GaN галлия. Именно они оказываются весьма перспективными с точки зрения практической реализации. GaAs является широко используемым в микроэлектронике полупроводниковым СВЧ-материалом, что и послужило основой проведенным исследованиям.

Композиционные структуры Ni/GaAs и Co/GaAs получали металлизацией поверхности коммерчески доступных стандартных пластин полуизолирующего арсенида галлия GaAs в виде балок $10 \times 4 \times 0,6$ мм с пленками никеля (1,4 мкм) либо кобальта (1,9 мкм) с одной стороны, и пленкой золота (1 мкм) с противоположной. Балки откалывались вдоль естественных граней пластин арсенида галлия ориентацией (100). Пленки кобальта и никеля формировались методом ионно-лучевого распыления соответствующих мишеней ионами аргона с энергией 1600 эВ и плотностью тока пучка 0,25 мА/см² в рабочем вакууме не хуже 0,1 Па [7, 8]. Для уменьшения механических напряжений в ферромагнитном слое толщиной более 7 мкм, периодически проводилось прерывание осаждения и пассивация ионами аргона с энергией 0,4-0,6 кэВ.

Магнитоэлектрические измерения проводились при комнатной температуре в постоянном и переменном магнитных полях, а за величину магнитоэлектрического отклика принималось значение МЭ коэффициента по напряжению α . МЭ коэффициент по напряжению α (мВ/(см·Э)) определялся выражением $\alpha = dU/(h \cdot dH)$, где dU – индуцируемое напряжение, dH – напряженность магнитного поля, h – толщина пластины ЦТС, согласно описанной методике в [9, 10].

Полевая зависимость МЭ-коэффициента по напряжению для структуры Co/GaAs представлена на рис. 1 *а*. С ростом напряженности магнитного поля значение МЭ-сигнала возрастает, достигая максимума (5,3 B/A), далее уменьшается, проходит через ноль, достигает минимума и снова возрастает, стремясь к нулю. В случае структуры с никелем (рис.1 б) максимальная величина МЭ-коэффициента (81,2 B/A) наблюдается при размагничивающем поле 0,5 кА/м. В области магнитного поля от 0,5 до 0,8 кА/м происходит изменение полярности сигнала. Поведение полевой зависимости МЭ-коэффициента определяется характером сопряжения поликристаллической пленки кобальта с монокристаллической подложкой арсенида галлия, неоднородностями структуры пленки и ее свойствами.



Рис. 1. Полевая зависимость МЭ коэффициента для структур на основе GaAs.

Арсенид галлия имеет постоянную решетки 0,565 нм с расстоянием между ближайшими соседними атомами 0,245 нм. Пленка кобальта толщиной более 1 мкм, полученная методом ИЛРО, обладает свойствами, близкими к своему объемному аналогу [11]. Известно, что кобальт имеет гексагональную решетку с параметрами a = 0,2505 нм, c = 0,4089 нм. Близость значения параметра a кобальта к характеристикам кристаллической решетки арсенида галлия указывает на то, что сопряжение в области интерфейса будет определяться сочетанием кристаллического ориентационного и адгезионного факторов. Это предполагает однородную по толщине структуру пленки вплоть до критической толщины, при которой будет наблюдаться или отслоение пленки от подложки или ее внутренняя стратификация. Это подтверждают электронно-микроскопические изображения поперечного сечения в области интерфейса, на которых пленка кобальта имеет плотную столбчатую структуру с поперечными размерами столбцов от 200 до 400 нм (рис. 2).

Однородная структура пленки кобальта и возникающие в ней внутренние упругие напряжения обуславливают вид полевой зависимости МЭ-коэффициента структуры Co/GaAs (рис. 1).



Рис. 2. Микрофотография поверхности пленки кобальта толщиной 1,34 мкм на арсениде галлия (увеличение 50 000[×]) и поперечного сечения гетероструктуры GaAs/Co 1,34 мкм (увеличение 250 000[×]) (на вставке).

Экспериментально показано магнитоэлектрическое взаимодействие в гетероструктурах арсенид галлия/кобальт и арсенид галлия/никель. Величина МЭ коэффициента по напряжению структур Ni/GaAs и Co/GaAs в области электромеханического резонанса достигает, соответственно, 81,2 и 5,3 B/A. Высокое значение резонансного МЭкоэффициента для структур с никелем связано с большой величиной добротности (8000) и относительно малой величиной диэлектрической проницаемости арсенида галлия. Результаты объясняются высокой адгезей слоев металла при ионно-лучевом распылении позволяют рассчитывать на расширение границ применимости магнитоэлектрического эффекта при комнатных температурах на коммерчески доступные материалы микроэлектроники и интеграцию в устройства формирования-обработки сигнала на единой подложке.

Выражаем благодарность А.И. Стогнию и Н.Н. Новицкому за предоставленные структуры, полученные методом ионно-лучевого распыления/осаждения на базе НПЦ по материаловедению НАН Беларуси.

Список литературы

- Nan C.-W., Bichurin M. I., Dong S., Viehland D. and Srinivasan G. Multiferroic magnetoelectric composites: Historical perspective, status, and future directions // J. Appl. Phys. 2008. V.103. P.031101-1-35.
- Cheng J.H., Wang Y.G., and Xie D. Resonance magnetoelectric effect in Ni/Pb(Zr,Ti)O3/Terfenol-D trilayered composites with different mechanical boundary conditions // Appl. Phys.Lett. 2014. V.104. P. 252411.
- Bhadra D., Masud M.G., De S.K., and Chaudhuri B.K. Large magnetoelectric effect and low loss high relative permittivity in 0-3 CuO/PVDF composite film exhibiting unusual ferromagnetism at room temperature // J. Phys. D: Appl. Phys. 2012. V.45. 485002.
- 4. Ma J., Hu J.M., Li Z., and Nan C.W. Recent progress in multiferroic magnetoelectric composites: from bulk to thin films // Adv. Mater. 2011. V.23. 1062.
- Petrie J.R., Fine J., Mandal S., Sreenivasulu G., Srinivasan G., and Edelstein A.S. Enhanced sensitivity of magnetoelectric sensors by tuning the resonant frequency // Appl. Phys. Lett. 2011. V. 99. 043504.
- 6. Стогний А.И., Новицкий Н.Н., Шарко С.А., Беспалов А.В., Голикова О.Л., Кецко В.А. Формирование плоскопараллельной межфазной границы в гетероструктуре Ni/PbZr0.2Ti0.8O3 // Неорганические материалы. 2012. Т. 48. № 8. С. 947-951.
- 7. Стогний А.И., Пашкевич М.В., Новицкий Н.Н., Грибков Б.А., Миронов В.Л., Гераськин А.А., Кецко В.А., Fettar F., Garad H. Контролируемое получение наноразмерных пленок Со на Si(100) ионно-лучевым осаждением // Неорганические материалы. 2011. Т. 47. № 8. С. 962-968.
- 8. Стогний А.И., Новицкий Н.Н., Шарко С.А., Беспалов А.В., Голикова О.Л., Sazanovich A., Dyakonov V., Szymczak H., Кецко В.А. Влияние толщины слоя кобальта на магнитоэлектрические свойства гетероструктур Co/PbZr0.45Ti0.55O3/Co // Неорганические материалы. 2013. Т.49. № 10. С. 1090-1094.
- Petrov V.M., Srinivasan G., Laletin V.M., Bichurin M.I., Tuskov D.S., Poddubnaya N.N. Magnetoelectric effects in porous ferromagnetic-piezoelectric bulk composites: Experiment and theory // Phys. Rev. B. 2007. V.75, P.174422.
- 10.Poddubnaya N.N., Laletin V.M., Stognij A.I., Novitskii N.N. Dependence of magnetoelectric effect in layered lead zirconate-titanate/nickel heterostructures on the interface type // Functional Materials. 2010. V.17. №3. P.329-334.
- 11.Stognij A., Novitskii N., Sazanovich A., Poddubnaya N., Sharko S., Mikhailov V., Nizhankovski V., Dyakonov V. and Szymczak H. Ion-beam sputtering deposition and magnetoelectric properties of layered heterostructures (FM/PZT/FM)n, where FM – Co or Ni78Fe22 // The European Physical Journal Applied Physics. 2013. V.63. Issue 02. 21301-p1 (7 pages).

MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS HOMOGENEITY OF THE LOW-CARBON STEEL Fe-Mo-Nb-V-C PROCESSED BY HIGH-PRESSURE TORSION

Maier G.G¹, Astafurova E.G.¹, <u>Koshovkina V.S.²</u>, Melnikov E.V.¹, Naydenkin E.V.¹, Odessky P.D.³, Dobatkin S.V.⁴

¹Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, Tomsk, Russia
 ²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia
 ³Central Research Institute of Building Structures, Moscow, Russia
 ⁴A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia galinazg@yandex.ru

The influence of high-pressure torsion (HPT) on the microstructure and microhardness of low-carbon Fe-Mo-Nb-V-C steel was investigated using electron microscopy, X-ray researches and microhardness testing. Three initial states of steel, i.e. normalization at 920 °C for 0.5 h and cooling with a furnace (state I); quenching after 920 °C for 0.5 h into the cold water (state II); and quenching after 920 °C for 0.5 h following by tempering at 670 °C for 1 h (state III), were used. The unconstrained HPT was conducted under a pressure of P = 6 GPa (states I, II), P = 4 GPa (state III) for 5 revolutions at room temperature.

After HPT, steel specimens were highly deformed, and their structures were fragmented into small (sub)grains with the mean sizes of 91±57 nm for state I, 98±72 nm for state II, and 100±73 nm for state III as measured using TEM dark-field images. Selected area electron diffraction (SAED) patterns indicate that formed structures are ultrafine-grained ones, as these patterns are shaped close to a circle independently on initial states. The character and distribution of reflections on SAED patterns imply the presence of both low- and high-angle boundaries between structural elements. According to X-ray analysis the sizes of coherent-scattering regions for HPTed speciments decrease down to 45 nm (state I), to 25 nm (state II), and to 80 nm (state III). Independently on initial treatment, the values of a microstrain of a crystal lattice change from ~ 10⁻⁴ in initial states to ~ 10⁻³ after HPT, which indicates the presence of the large internal microstresses $\sigma^{II} \approx 700$ MPa in structure of steel after HPT. The values of dislocation density after HPT calculated from the broadening of X-ray lines are of ~ 10¹¹ cm⁻², which are much higher than that for the initial states.

The increase of microhardness up to 700 HV (state I) and 770 HV (state II) and 600 HV (state III) was observed after HPT compared to initial states (160 HV for state I, 320 HV for state II and 200 HV for state III). The distribution of microhardness is more homogeneous in the case of deformation of the samples in states I and II (HV (edge) / HV (center) = 1.4 and HV (edge) / HV (center) = 1.2) in comparison with the state III (HV (edge) / HV (center) = 1.7). That is a result of both differences in the applied pressures (6 GPa for states I and II, 4 GPa for state III) and initial state of steel prior to HPT. Between two states (I and II) deformed at the same conditions, and HPTed state II demonstrates more homogenous distribution of microhardness along the disk radius due to high initial (before HPT) dispersion of the structure. These differences are caused by high initial dispersion of the structure due to phase hardening in the quenched state compared to the states after normalization and after quenching following by tempering.

This research was partially supported by the Fundamental Research Program of RAS on 2013-2016 (III.23.2.2.) and a grant of President of Russian Federation (project No. SP-4682.2013.1).

АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕНТИНА И ЭМАЛИ ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА

Зайцев Д.В., Панфилов П.Е.

Уральский Федеральный университет, Екатеринбург, Россия dmitry.zaytsev@urfu.ru

На сегодняшний день одним из направлений разработки новых материалов с высокими эксплуатационными свойствами является копирование микроструктуры природных композитов - биомиметика. Для этого необходимо изучить механизмы деформации и разрушения таких материалов с позиции их микроструктуры. Эмаль и дентин зубов человека являются примером таких тканей. Они обладают высокими прочностными свойствами, что позволяет им функционировать в течении всего жизненного цикла человека под действием нагрузок и агрессивной среды полости рта. Несмотря на свою высокоориентированную микроструктуру их механические свойства, как правило рассматривают, как изотропные. Данное обстоятельство связано с тем, что в объемных образцах для сжатия, изгиба или растяжения, ориентировка эмалевых стержней или дентинных каналов не однородна. Испытания на сдвиг позволяют прикладывать напряжения к плоскости, где эти структурные элементы будут иметь одинаковую ориентировку. Определение вклада этих структурных единиц позволит понять механизмы деформации в дентине и эмали человека.

С этой целью были проведены механические испытания образцов из эмали и дентина человека на сдвиг в трех направлениях (1 - дентинные каналы и эмалевые стержни лежат в плоскости сдвига и ориентированы перпендикулярно направлению нагружения; 2 они лежат в плоскости сдвига и ориентированы параллельно направлению нагружения; 3 они ориентированы перпендикулярно, как плоскости сдвига, так и направлению нагружения) Испытания проводили на Shimadzu AG-X 50kN. Поверхности изломов изучали при помощи сканирующего микроскопа JEM 6390 LV.

Механические свойства образцов дентина из первой и второй группы были подобными: $G_1=0,56\pm0,08\Gamma\Pi a$ и $G_2=0,64\pm0,15\Gamma\Pi a$; $\sigma_{B1}=64,0\pm3,1M\Pi a$ и $\sigma_{B2}=70,2\pm4,1M\Pi a$; $\delta_1=30,2\pm2,2\%$ и $\delta_2=30,7\pm2,2\%$. Ход деформационной кривой третей группы образцов совпадал с ходом кривых образцов из первой и второй группы до $\delta_3=16,9\pm1,3\%$, после чего образцы разрушались ($G_3=0,58\pm0,05\Gamma\Pi a$ и $\sigma_{B3}=42,1\pm2,3M\Pi a$). Поэтому анизотропию механических свойств дентина можно не учитывать до ~17% деформации, а направление перпендикулярное дентинным каналам является слабым. Следовательно, дентинные каналы не влияют на деформационное поведение до 17% и поведение дентина определяется элементами на микроскопическом уровне, тогда как дентинные каналы начинают деформироваться после 17%. Анизотропия в эмали более значительна и ее можно не учитывать только до деформации ~5%. $G_1=0,76\pm0,17\Gamma\Pi a$, $G_2=1,16\pm0,29\Gamma\Pi a$ и $G_2=0,90\pm0,29\Gamma\Pi a$; $\sigma_{B1}=38,4\pm1,3M\Pi a$, $\sigma_{B2}=45,9\pm0,8M\Pi a$ и $\sigma_{B3}=146,7\pm5,7M\Pi a$; $\delta_1=9,9\pm0,5\%$, $\delta_2=7,2\pm1,0\%$ и $\delta_3=51,1\pm3,5\%$. Плоскость перпендикулярная эмалевым стержням является направлением с большим сопротивлением разрушения, что подтверждается характером роста трещины, которая распространяется вдоль эмалевых призм, но никогда поперек.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-31691 мол_а

СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОРМИРОВАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ТіNiTa ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ГАЗОПЛАМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Русинов П.О., Бледнова Ж.М.

ФГБОУ ВПО «Кубанский государственный технологический университет», г. Краснодар, Россия ruspiter5@mail.ru, blednova@mail.ru

Рассмотрены структурно-механические свойства поверхностно-модифицированного слоя с эффектом памяти формы TiNiTa на стали 45, включающего высокоскоростное газопламенное нанесение механически активированного порошка и последующую двухсту-пенчатую термомеханическую обработку с промежуточным отжигом.

Введение

В настоящее время технологии, использующие высокотемпературные наноструктурированные сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ), являются интенсивно развивающейся и самостоятельной областью современного материаловедения, которая по объему вкладываемого капитала, выходит на многомиллиардные обороты, поскольку безусловна их актуальность для таких областей производства, как авиа- и автомобилестроение, медицина, приборо- и машиностроение, космическая техника и т.п. На данном этапе в области машиностроения наибольший интерес представляют комплексные исследования структуры массивных поверхностно модифицированных слоев из сплавов с высокотемпературным ЭПФ, обеспечивающих функционально-механические характеристики объемного материала с памятью, доведенных до уровня, приемлемого для практического использования в деталях машин и элементах конструкций [1-6].

Целью настоящей работы является исследование структурно-механических свойств поверхностно-модифицированных слоев, содержащих сплав с ЭПФ TiNiTa, нанесенных методом высокоскоростного газопламенного напыления на сталь 45.

Результаты исследований и их обсуждение

При механоактивации порошка с ЭПФ ПН43Т26Тан31 происходит его дробление и пластическое деформирование. Порошинки ПН43Т26Тан31 после механоактивации представляют собой плоские диски размером от 10 до 30 мкм (Рис.1). В качестве основы использовались, сталь 45. Нанесение покрытия осуществлялось на модернизированной универсальной установке GLC-720 с углом наклона горелки 46-50°, в защитной атмосфере (среда аргона).



Рис.1. Механически активированный порошок TiNiTa, в аттриторе в течение 0,5ч, $\times 500 - (a); \times 1000 - (b)$

Исследования показали, что структура покрытия достаточно плотная, с минимальным содержанием и размером пор в покрытии с ЭПФ TiNiTa. Граница раздела между покрытием и основой без видимых трещин. Как показал металлографический анализ, структура формируемых в результате высокоскоростного газопламенного напыления слоев сплава TiNiTa имеет крайне слабую травимость обычными реактивами вследствие сильного измельчения зерна в результате высокой скорости соударения частиц с подложкой и высокой скорости их охлаждения. Полученное TiNiTa покрытие имеет наноразмерную структуру с размером зерна 100–200нм (рис.2). Дальнейшие исследования установили, что это обеспечивает особые структурные эффекты.



Рис. 2. Микроструктура TiNiTa покрытия полученного высокоскоростным газопламенным напылением в защитной атмосфере на сталь 45, δ_{TiNiTa} = 0,3 мм. ×10000 – (*a*); ×30000 – (*б*)

При комнатной температуре основные структурные составляющие поверхностного слоя TiNiTa – мартенситная фаза B19' с моноклинной решеткой, аустенитная B2-фаза с кубической решеткой, β - фазы Ta, а также наблюдается небольшое количество оксида титана (TiO) менее 2%. После высокоскоростного газопламенного напыления механически активированного порошка в защитной атмосфере, проводился отжиг в течение 1ч при температуре 1073К, далее осуществлялось поверхностно-пластическое деформирование (ППД) сплава TiNiTa. В процессе отжига происходит увеличение размера зерна до 300нм. После ППД при температуре мартенситного первращения размер зерна составляет порядка 50–90нм. Режимы ППД: $P_{\kappa} = 6 \text{ kH}, V_{od} = 90 \cdot 10^{-3} \text{ м/c}, S_{np} = 0,7 мм/об, число проходов 10.$

На рис.3 приведены результаты многоцикловых усталостных испытаний цилиндрических образцов (\emptyset 10 мм) из стали 45 как без покрытия, так и после поверхностного модифицирования сплавом с ЭПФ ТіNiTa при изгибе с вращением (симметричный цикл с коэффициентом асимметрии R = -1). Толщина TiNiTa слоя составляла 0,3 мм.



Рис.3. Кривые многоцикловой усталости стали 45: без покрытия (1), после ПМСЭПФ TiNiTa (2)

Наибольшее значение амплитуды переменных напряжений, до которого образцы не разрушались базовое число циклов (предел выносливости, σ₋₁) для стали 45 без покрытия составляет 275 МПа, а после поверхностного модифицирования сплавом с эффектом памяти формы TiNiTa – 427 МПа, т. е. увеличилось на ≈35,6 %.

Выводы

На основе анализа экспериментальных данных определены оптимальные режимы технологического процесса поверхностного модифицирования механически активированным порошком TiNiTa стали 45 при использовании высокоскоростного газопламенного напыления в защитной атмосфере. Определены режимы термомеханической обработки и степень восстановления формы наноструктурированного сплава TiNiTa. В результате многоцикловых испытаний на изгиб при вращении стали 45 ПМСЭПФ TiNiTa предел выносливости увеличился на 35,6%.

Работа выполнена по проекту \mathbb{N} 9.555.2014/К в рамках государственного задания при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ и гранта Президента РФ \mathbb{N} MK-5017.2014.8.

Список литературы

- 1. Бледнова Ж.М., Будревич Д.Г., Махутов Н.А., Чаевский М.И. Поверхностное модифицирование материалами с эффектом памяти формы для получения разъемных соединений. Проблемы машиностроения и надежности машин. 2002. № 5. С. 64-71.
- 2. Пузряков А.Ф. Теоретические основы технологии плазменного напыления: Учеб. пособие по курсу «Технология конструкций из металлокомпозитов». 2-е изд., перераб. и доп. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 360 с.
- Zh.M. Blednova, P.O. Rusinov. Mechanical and Tribological Properties of the Composition "Steel nanostructured Surface Layer of a Material with Shape Memory Effect Based TiNiCu" Applied Mechanics and Materials Vols. 592-594 (2014) pp 1325-1330.
- 4. Zh.M. Blednova, P.O. Rusinov, M.A. Stepanenko Influence of Superficial Modification of Steels by Materials with Effect of Memory of the Form on Wear-fatigue Characteristics at Frictional-cyclic Loading. Advanced Materials Research Vols. 915-916 (2014) pp 509-514.
- 5. Rusinov P.O., Blednova Zh.M., Chaevsky M.I. Options for Forming of Nanostructured Surface Coatings. Advanced Materials Research Vol. 1064 (2015) pp. 154-159.
- 6. P.O. Rusinov, Zh.M. Blednova. Technological Features of Obtaining of Nanostructured Coatings on TiNi Base by Magnetron Sputtering. Advanced Materials Research Vol. 1064 (2015) pp 160-164.

О ПЕРСПЕКТИВАХ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕРМОПЛАСТКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОНТЕЙНЕРОВ ДЛЯ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ АЭС В БЕЛАРУСИ

Немцев В.А., Сорокин В.В., Степаненко В.Н., Телущенко Е.А.

ГНУ «Объединенный институт энергетических и ядерных исследований – Сосны» НАН Беларуси, Минск, Беларусь lab19@tut.by

Термопласткомпозитные материалы состоят из связующего компонента – полимерного вещества (отходы полиэтилена и т.п.) и наполнителя (песок, бой стекла, древесные опилки и стружка и т.п.). Технология получения термопласткомпозитных материалов к настоящему времени достаточно изучена и отработана в Беларуси. Есть опыт изготовления шпал для рельсовых путей метрополитена, торфяных разработок, строительных кранов, греющих плит и поилок в животноводстве, плиток напольных и облицовочных для различных производственных помещений. При производстве изделий используются технологии горячих пресс-форм и сварки частей конструкций.

В работе рассматривается перспектива размещения радиоактивных отходов АЭС в контейнерах из термопласткомпозитного материала. Радиоактивные отходы малого и среднего уровней активности помещаются в контейнер, закрываются крышкой, которая приваривается к корпусу контейнера. Интерес представляет надежность такой упаковки.

Выработка электроэнергии на атомной электростанции сопровождается образованием значительного количества разнообразных радиоактивных отходов. Их отличительной чертой является постоянная эмиссия ионизирующих излучений, представляющих угрозу здоровью людей и окружающей среде. Наиболее приемлемым способом обращения с отходами оказалось надежное изолированное ответственное хранение в течение не менее десяти периодов полураспада контролируемого изотопа. Материаловедческая часть вопроса оптимальной упаковки имеет большое значение. Классические материалы контейнеров имеют недостатки: бетон – проницаем, подвержен коррозии, пористый; металл – дорогой, подвержен коррозии; полимеры – деградируют под действием радиации, нетермостойкие. Вопросы поиска новых материалов стоят остро.

Рассмотрим термопласткомпозит, в состав которого входят полиэтилен и песок. Основные физико-механические характеристики материала приведены в табл. 1.

Наименование объектов испытаний,	Средние фактические значения показателя для
	образцов
Средняя плотность, кг/м'	1620
Модуль упругости, МПа	1610
Коэффициент Пуассона	0,39
Модуль сдвига, МПа	580
Предел прочности при сжатии, МПа	19,9
Предел прочности при изгибе, МПа	15,9
Водопоглощение по массе, %	0,6
Морозостойкость, циклы	500

Τaθ	5ли	ца1.	Физико-механические	характеристики	материала
-----	-----	------	---------------------	----------------	-----------

Композит получают в два этапа. На первом размягченный за счет нагрева полимер смешивают с песком. На втором смесь прессуют и охлаждают в форме. Смешивание осуществляют в мешалке со шнеком и лопатками. Второй этап совмещают с изготовлением изделия. Преимуществами композита являются прочность, непроницаемость, коррозионная стойкость, технологичность, дешевизна. Возможные недостатки обусловлены содержанием полимера в составе композита, что может проявиться в ограниченной термо-, пожаро- и радиационной стойкости. Согласно требованиям безопасности (например, НП-019-2000, НП-020-2000, НП-055-04, ПНАЭ Г-14-038-96) названные факторы не являются запрещающими.

Для исследования радиационной стойкости композита образцы материала облучали гамма-квантами. Определяли изменение механической прочности образцов в зависимости от дозы облучения. Были изготовлены 3 партии материала с соотношением полиэтилена и песка 20 : 80; 30 : 70 и 40 : 60. Образцы вырезали механически из цельной пластины материала. В качестве показателя прочности выбрали измеряемую максимальную нагрузку, разрушающую образец, и вычисленное напряжение (предел прочности) при этой нагрузке по ГОСТ 10180-90.

Облучение образцов материала проводилось на изотопной промышленной гаммаустановке УГУ-420 ОИЭЯИ-Сосны с общей активностью источника 200 ККи (изотоп Со-60, гамма-кванты 2,5 МэВ). Параметры облучения: мощность дозы облучения: 1,0–1,4 Грей/с; температура облучения: 20 – 25 °С; график облучения: сутки облучения с перерывами до шести суток. Дозы рассчитаны по методикам УГУ-420. Данные приведены в табл. 2.

Время, час (доза облуче-	Прочность,	Соотношение полиэтилена и песка		
ния, 10 ⁴ Гр)	МПа	20:80	30:70	40:60
0(0)	на сжатие	21,3	20,4	30,7
необлученные образцы	на изгиб	26,5	18,7	24,7
60(20)	на сжатие	22,60	22,8	24,6
	на изгиб	27,4	22,8	27,8
170(56)	на сжатие	25,0	23,9	32,3
	на изгиб	28,0	22,2	29,1
200(02)	на сжатие	28,8	26,9	28,8
200(92)	на изгиб	22,8	19,8	24,4

Таблица 2. Зависимость прочности от дозы облучения

Для образцов композита состава 20:80 зависимости прочности на изгиб (I), прочности на сжатие (C) от поглощенной дозы D приведены на рисунке. Прочность на сжатие под действием облучения возрастает, на изгиб сначала возрастает, затем снижается до уровня ниже начального. Параметры прочности не ухудшаются при дозах менее 800 КГр.

Без учета поглощения и вторичного излучения поток фотонов в эксперименте составит 1,45 МКи · сут/м² (800 КГр), а от куба объемом 180 л отходов с активностью 1 Ки/л мощность потока 94,7 Ки/м², тогда поток фотонов от отходов, равный экспериментальному будет получен за 41 год. Обычно активность отходов составляет 0,001–0,0001 Ки, следовательно, долговечность композитного материала контейнера будет не менее 1000 лет. Таким образом, материал пригоден для применения в устройствах не только хранения, но и захоронения отходов в части радиационной стойкости.



Рис.1. Зависимость прочности материала от поглощенной дозы: 1 – прочность на изгиб; 2 – прочность на сжатие

Для реализации технологии предполагается создать производственный объект, который будет включать в себя три основные технологические линии, имеющие возможность работать как параллельно, так и независимо друг от друга:

 технологическая линия получения материала и производства из него контейнеров и крышек к ним;

- технологическая линия для осуществления энергосберегающей высокоэффективной технологии концентрирования (обезвоживания) ЖРО;

- технологическая линия автоматической загрузки в контейнер отходов и цемента, герметичной приваркикрышки к корпусу контейнера и подготовки к отправке упакованных отходов на захоронение.

Заключение. Установлена перспективность технического решения по размещению радиоактивных отходов АЭС в контейнерах из термопласткомпозитного материала. Исследована радиационная стойкость термопласткомпозитного материла из песка и отходов полиэтилена. Установлено, что при дозах до 800 КГр от гамма-источника Со-60 прочность материала на изгиб и сжатие не ниже, чем у необлученного. В части радиационной стой-кости материал пригоден для применения в устройствах хранения и захоронения отходов. Технология получения термопласткомпозитных материалов к настоящему времени изучена и отработана в Беларуси.

УВЕЛИЧЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СИЛУМИНА, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Алсараева К.В.¹, Громов В.Е.¹, Коновалов С.В.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

yufi55@mail.ru

³Научно-исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

Введение. В настоящее время в различных отраслях промышленности все большую популярность набирают алюминиевые сплавы, наиболее распространенным из которых является сплав алюминия с кремнием – силумин. Это связано с его относительно низкой стоимостью и относительно низким удельным весом. Однако у силуминов есть свой недостаток – сравнительно низкие прочностные свойства, что существенно сужает сферу их применения. Силумины практически не упрочняются термической обработкой, из-за малого различия по растворимости кремния при высокой и низкой температуре, поэтому важнейшим методом улучшения их механических свойств является модифицирование [1]. Эффективным методом указанной модификации является обработка поверхности материала высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, позволяющая модифицировать структуру поверхностного слоя толщиной до десятков микрометров, переводя его в мультимодальное структурно-фазовое состояние и практически не изменяя структурнофазового состояния основного объема сплава [2]. Как показано в работах [3-5], формирование таких структурно-фазовых состояний поверхности способствует повышению усталостной долговечности сталей различных структурных классов в 2-3,5 раза.

Целью данной работы является исследование структурно-фазовых состояний, формирующихся в поверхностном слое силумина, подвергнутого облучению электронным пучком и многоцикловым усталостным испытаниям до разрушения. **Материал и методы исследования.** В качестве материала исследования был использован сплав Al–Si (силумин) в литом состоянии. Импульсное плавление поверхностного слоя силумина осуществляли высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке «СОЛО» [2] по режимам: энергия электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов (10–25) Дж/см², длительность импульсов воздействия 50 и 150 мкс, количество импульсов воздействия 1, 3, 5; частота следования импульсов 0,3 с⁻¹; облучение проводили в аргоне при остаточном давлении 0,02 Па.

Усталостные испытания, как и в [3-5], проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Образцы имели форму параллелепипеда с размерами 8x14x145 мм. Имитация трещины осуществлялась надрезом в виде полуокружности радиусом 10 мм. Температура испытаний 300 К, частота нагружения образцов изгибом 15 Гц, нагрузка 10 МПа. На каждый режим облучения испытывали не менее 5 образцов.

Исследования структуры и фазового состава сплава осуществляли методами оптической (травленый шлиф) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

Результаты и их обсуждение. Структура силумина перед облучением электронным пучком (структура исходного состояния) характеризуется наличием сравнительно крупных (от десятых долей до десятков микрометра) включений кремния преимущественно пластинчатой морфологии.

В результате усталостных испытаний образцов силумина получена зависимость количества циклов до разрушения от режима облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, которая носит немонотонный характер. Наибольшее увеличение усталостной долговечности (~3,5 раза) при исходном числе циклов до разрушения – N =1,3 10⁵ обеспечивал режим облучения № 4 с параметрами 20 Дж/см², 150 мкс., 5 имп. Очевидно, что усталостная долговечность силумина определяется в первую очередь структурой модифицированного при электронно-пучковой обработке поверхностного слоя. Для структурных исследований поверхности облучения силумина были выбраны образцы, показавшие минимальную (при режиме №2 с параметрами 15 Дж/см², 150 мкс., 3 имп.) и максимальную (при режиме №4) усталостную долговечность.

Облучение поверхности силумина по режиму №2 приводит лишь к частичному оплавлению включений избыточного кремния. При этом в поверхностном слое формируются многочисленные микропоры, расположенные вдоль границы раздела пластина/матрица, и микротрещины, расположенные в пластинах кремния, ослабляющих материал. На изображении поверхности усталостного разрушения образца силумина (рис. 1) отчетливо видно, что усталостная трещина образуется на поверхности образца (рис. 1, *a*). Причиной формирования усталостной трещины являются грубые включения кремния (рис. 1, *б*), которые являются концентраторами напряжений. В результате усталостные испытания приводят к разрушению пластин и формированию протяженных микротрещин. При облучении силумина высокоинтенсивным электронным пучком по режиму №4 на по-

при облучении силумина высокоинтенсивным электронным пучком по режиму №4 на поверхности облучения формируется однородная структура зеренного типа (рис. 2, а-в), а толщина расплавленного слоя изменяется в пределах до 20 мкм (рис. 2, г).

Формирующаяся в результате высокоскоростной кристаллизации мультимодальная структура на макроуровне представлена зернами на основе алюминия, размеры которых изменяются от 30 до 50 мкм. На границах зерен расположены частицы кремния, поперечные размеры которых не превышают 20 мкм (рис. 2, б). Мезоуровень модифицированного слоя составляют двухфазные (кремний и твердый раствор на основе алюминия) ячейки кристаллизации, выявляемые на поверхности усталостного излома. Размеры ячеек кристаллизации изменяются в пределах от 100 нм до 250 нм (рис. 2, д), что отражает субмикрокристаллическое строение приповерхностного слоя. Важно, что концентраторы напряжений, способные являться источниками разрушения образцов силумина при данном режиме облучения, на кромке излома не обнаруживаются. Таким образом, формирование субмикро- и наноразмерной многофазной структуры при облучении силумина по режиму №4 и является определяющей причиной, способствующей многократному увеличению его усталостной долговечности.



Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности разрушения (*a*, *b*) и поверхности облучения (*б*) силумина, обработанного электронным пучком по режиму № 2. На (*a*) рамкой выделена область образования усталостной трещины; стрелками обозначено: на (*a*) – поверхность облучения, на (*б*) – место образования усталостной трещины



Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности облучения (*a-в*) и поверхности разрушения (*г*, *д*) силумина, обработанного электронным пучком по режиму № 4. Стрелками на (б) указаны частицы кремния; на (*в*) – кромка усталостного излома образца

Заключение. Выполнены многоцикловые усталостные испытания до разрушения образцов силумина, подвергнутых электронно-пучковой обработке. Выявлен режим облучения, который способствует многократному (более чем в 3,5 раза) увеличению усталостного ресурса силумина. Установлено, что главной причиной многократного увеличения усталостной долговечности силумина, обработанного импульсным электронным пучком, является формирование в модифицированном приповерхностном слое наноразмерной многофазной структуры.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

Список литературы

- 1. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: Издательский Дом МИСиС. 2005. 376 с.
- Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А. и др. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой. Минск: «Белорусская наука», 2013. 287 с.
- Ivanov Yu.F., Koval N.N., Gorbunov S.V., Vorobyov S.V., Konovalov S.V., Gromov V.E. Multicyclic fatigue of stainless steel treated by a high-intensity electron beam: surface layer structure // Rus. Phys. J. 2011. V 54. No 5. P. 575-583.
- 4. Sizov V.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorob'ev S.V., Konovalov S.V. Fatigue failure of stainless steel after electron-beam treatment // Steel in Translation. 2012. V 42. No 6. P. 486-488.
- Grishunin V.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D., Konovalov S.V. Evolution of the phase composition and defect substructure of rail steel subjected to high-intensity electron-beam treatment // J. of Surf. Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2013. V 7. No 5. P. 990-995.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ГРАДИЕНТЫ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ В РЕЛЬСАХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Громов В.Е.¹, Морозов К.В.², Иванов Ю.Ф.^{3,4}, Перегудов О.А.¹, Алсараева К.В.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

²ОАО «Евраз – объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия, <u>morozov_kv75@mail.ru</u>

³Научно-исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия,

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

yufi55@mail.ru

Введение. В последние годы в отечественной и зарубежной литературе традиционно подробно освещаются вопросы, связанные с износом рельсов при эксплуатации. Вопросы износа и поверхностной прочности являются предметом самого тщательного рассмотрения с точки зрения, как научных исследований, так и опытно конструкторских и технологических разработок. Их роль особенно возрастает для современных высоконагруженных ответственных изделий, подвергающихся воздействию циклических нагрузок.

Увеличение интенсивности движения и грузонапряженности вызывает необходимость дальнейшего повышения надежности и эксплуатационной стойкости рельсов и обуславливает высокий уровень требований к ним по твердости, контактно-усталостной прочности, сопротивлению образованию контактно-усталостных дефектов и хрупкому разрушению. Объемная закалка в масле и отпуск является в настоящее время одним из широко распространенных методов термического упрочнения рельсов. Данный способ позволяет получить в закаленных рельсах однородную структуру сорбита или троостосорбита закалки и дает основание для выбора оптимального уровня твердости [1-3]. Следует, однако, отметить, что углеродистые стали характеризуются многообразием формирующихся в них структур, механизм образования которых существенным образом зависит от режима термической обработки и определяет поведение материала при эксплуатации [2, 4-6].

Целью настоящей работы являлось исследование эволюции структуры рельсовой стали P65, имеющей место при длительной эксплуатации на железной дороге.

Материал и методика исследования. В качестве материала исследования использовали образцы рельсовой стали Р65, свойства и элементный состав которой регламентируется ГОСТом Р 51685 – 2000. Образцы рельсовой стали были вырезаны из изделия в исходном состоянии и после эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 1000 млн. т брутто). На всех пробах наблюдается повышенный износ одной из выкружек, указывающий на её преимущественный износ в процессе эксплуатации со стороны подвижного состава. Условно данную выкружку назвали «рабочей», а противоположную соответственно «нерабочей». Анализу подвергали структурно-фазовое состояние рабочей выкружки. Структуру металла исследовали методами металлографии (метод поперечных травленных шлифов, травление осуществляли в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты), сканирующей (фрактография изломов) и просвечивающей электронной микроскопии. тонких фольг) Фольги готовили (метод методом электролитического утонения пластинок, расположенных на поверхности катания, и на расстоянии 2 мм и 10 мм от поверхности катания.

Результаты исследования и их обсуждение. В образцах рельсовой стали после наработки 1000 млн. тонн брутто при визуальном осмотре нетравленых шлифов со стороны рабочей выкружки выявлены дугообразные несплошности, проходящие под некоторым углом к поверхности на глубину до 500 мкм. Полости несплошностей заполнены продуктами коррозии. Дорожек окислов, строчек хрупко разрушенных силикатов, пластичных силикатов, а также каких либо дефектов металлургического происхождения по кромкам и на продолжении несплошностей не выявлено, что свидетельствует об образовании этих дефектов в процессе эксплуатации. С поверхности рабочих выкружек рельсовых проб, наблюдаются участки металла со значительно деформированной структурой, зерна ориентированы к поверхности под углом 30 градусов и менее. После травления шлифов микроструктура металла проб представляет сорбит закалки с обрывками ферритной сетки. По мере удаления от поверхности дисперсность перлита незначительно уменьшается, также снижается доля ферритной составляющей. Величина действительного зерна металла рельсовой стали оценивается в соответствии с ГОСТ 5639-82 преимущественно 9-10 номером.

Исследование излома выявило формирование в результате эксплуатации рельсовой стали многослойной структуры: поверхностного слоя толщиной до 20 мкм и переходного слоя толщиной (200-300) мкм, переходящего в основной объем материала. Поверхностный слой характеризуется наличием большого количества микротрещин, микропор и выбоин. Структура переходного слоя характеризуется сравнительно малым (0,5...1 мкм) размером фасеток излома. Размер фасеток излома основного объема стали (4...5) мкм. Важно отметить, что пограничный слой, отделяющий переходный слой от основного объема стали, не содержит дефектов структуры деформационного происхождения (микропоры, микротрещины и т.п.)

Детальным образом фазовый состав и дефектную субструктуру рельсовой стали анализировали методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг на просвет. В результате выполненных исследований по морфологическому признаку были выделены следующие структурные составляющие образцов объема (на расстоянии 30 мм от поверхности катания) рельсовой стали: перлит пластинчатый (рис. 1, а), зерна (области) феррито-карбидной смеси (рис. 1, *a*) и зерна структурно свободного феррита (рис. 1, *б*). Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита, относительное содержание которых в материале 0,7 (рис. 1, *a*); относительное содержание зерен ферритокарбидной смеси – 0,2; остальное – зерен структурно свободного феррита.



Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры объема рельсовой стали

После эксплуатации структура стали существенным образом изменяется. В поверхностном слое формируется фрагментированная субструктура с размерами фрагментов в пределах 100 нм (рис. 2). Судя по микроэлектронограммам, полученный слой содержит большое количество включений второй фазы (карбиды и оксиды железа).



Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали, формирующейся в результате эксплуатации; *a* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма; в – темное поле, полученное в рефлексе [110] α-Fe; стрелкой на (*б*) указан рефлекс, в котором получено темное поле.

На расстоянии 2 мм от поверхности катания структура стали после эксплуатации подобна структуре объема материала. Отличие заключается в степени деформированности материала. А именно, зерна перлита разбиваются, фрагментируются, выявляется большое количество изгибных экстинкционных контуров; в объеме зерен структурно свободного феррита и зерен феррито-карбидной смеси выявляется повышенная плотность дислокаций.

Заключение. Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнены исследования фазового состава, дефектной субструктуры поверхностного слоя рельсовой стали Р65, формирующейся в результате эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 1000 млн. т брутто). Показано, что эксплуатация рельса приводит к формированию многослойной структуры. Поверхностный слой толщиной до 20 мкм, характеризуется наличием микропор и микротрещин, имеет многофазную нано- и субмикрокристаллическую структуру.

Структура слоя, расположенного на расстоянии 2 мм от поверхности катания, по морфологическому признаку подобна структуре объема материала (структуре стали до эксплуатации); представлена зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно свободного феррита, особенностью которых является повышенная (по сравнению со структурой исходного состояния) плотность дислокаций.

Список литературы

- 1. Нестеров Д.К., Разинькова Н.Н., Чернякова Л.Е. и др. // МиТОМ. 1991. №4. С. 45-47.
- 2. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник / Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. Т.З. М.: Металлургия, 1983. С. 113-136.
- 3. Ворожищев В.И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности. Новокузнецк: Изд-во «Новокузнецкий полиграфический комбинат», 2008. 351 с.
- 4. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.
- 5. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: ВО Наука, 1993. 280 с.
- 6. Громов В.Е., Юрьев А.Б., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф. Микроструктура закаленных рельсов. Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2014. 213 с.

ТЕРМОУПРУГАЯ МОДЕЛЬ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ НА МАТЕРИАЛ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Коновалов С.В., Алсараева К.В., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия nevskiy sa@physics.sibsiu.ru

Напряженное состояние определяет особенности формирования градиентных структур при воздействии концентрированных потоков энергии любой природы, поэтому в области создания математических моделей этих процессов разрабатывается очень много различных подходов [1]. В настоящем подходе будем исходить из того, что при воздействии концентрированных потоках энергии в твердых телах формируются волны напряжений и квазистатическое напряженное состояние, обусловленное неоднородным распределением температур. Для последнего хорошо разработаны аналитические методы [2]. Для динамических задач с учетом отраженных волн и немонотонно заданной температуры на границе известны только численные решения соответствующих задач [3]. Для закрытия этого пробела разработана аналитическая модель решения динамической задачи термоупругости для одномерного конечного слоя, на одной границе которого задана зависимость температуры от времени в форме трапеции, а на другой отсутствие теплового потока. Границы слоя свободны от напряжений. Поставленная краевая задача решается с помощью преобразований Лапласа и суммированием падающих и отраженных волн.

Результаты расчетов распределений напряжений в зависимости от координаты для различных моментов времени представлены на рисунке 1 *а*, *б*.



Рис. 1. Зависимость напряжения от координаты: в моменты безразмерного времени: *a*) 0,21; *б*) 0,41

Из этого распределения видны биполярный характер термоупругой волны и симметричное расположение участков сжатия и растяжения (рис. 1 *a*). Если создать несимметричный температурный нагрев, то соответственно несимметрично будут распределены участки сжатия и растяжения. При подходе волны к тыльной поверхности происходит отражение: участок сжатия в подающей волне компенсируется отраженной волной растяжения, и на расстоянии менее 0,2 (120 мкм) от тыльной поверхности напряжение нулевое на момент времени до 1,2 (рис.1 δ , кривая 2). Начиная с момента времени 1,1, отраженная волна растяжения суммируется с участком растяжения в падающей волне, что приводит к удвоению напряжения (рис. 1 δ , кривая 1). Такое возрастание напряжений приводит к возникновению откола. Более детальное исследование места возникновения откола требует учета времени действия растягивающих напряжений и использования модели временной прочности. Поэтому нахождение координаты места откола – отдельная задача.

Таким образом, на основании решения несвязанной термоупругой задачи с параболическим уравнением теплопроводности при заданном треугольном профиле температуры на поверхности показано, что биполярность термоупругой волны обусловлена сменами режимов нагрева и охлаждения. Выявлены участки удвоенного растяжения у тыльной границы и удвоенного сжатия у лицевой поверхности. Созданное поле напряжений приведет к перестройке дефектной структуры материала, и будет способствовать ускоренному массопереносу. Это обстоятельство может объяснить увеличение глубины упрочненного слоя, превышающую глубину теплового влияния.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук MK-4166.2015.2 и – докторов наук МД-2920.2015.8, РФФИ в рамках научных проектов №№ 13-02-12009 офи_м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.

Список литературы

- 1. Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Куракин И.Б. Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов. М.: Энергоатомиздат. 1987. 187 с.
- 2. Новацкий В. Динамические задачи термоупругости. М.: Мир, 1970. 256с.
- 3. Марков А.Б., Ротштейн В.П. Термический и деформационно-волновой механизмы упрочнения углеродистой стали при воздействии высокоэнергетического сильноточного электронного пучка // ФиХОМ, 1997. №6. С. 36-41.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СУБСТРУКТУРУ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОЙ МЕДИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Ярополова Н. Г.¹, Коновалов С. В.¹, Загуляев Д. В.¹, Бондаренко К. Ю.¹, Комиссарова И. А.¹, Иванов Ю. Ф.², Громов В. Е.¹

> ¹Сибирский государственный индустриальный университет Новокузнецк, Россия, <u>konovalov@physics.sibsiu.ru</u> ²Институт сильноточной электроники СО РАН Томск, Россия, <u>yufi@mail2000.ru</u>

Настоящая работа, являющаяся продолжением исследований, начатых в [1, 2], посвящена установлению влияния слабого магнитного поля на параметры дислокационной субструктуры технически чистой меди, подвергаемой испытаниям на ползучесть. В качестве материала для исследований использовали поликристаллическую медь марки М00б. Как и в [1] перед испытаниями на ползучесть структуру материала приводили в равновесное состояние путем рекристаллизационного отжига в течение 2 часов при температуре 700 0 C с последующим охлаждением в воде. Испытания в режиме ползучести проводили при постоянном растягивающем напряжении $\sigma = 130$ МПа и температуре 25 0 C до разрушения. Первая половина из них деформировалась в условиях внешнего магнитного поля с индукцией 0,35 Тл, вторая половина – в обычных условиях.

В объеме зерен меди выявлена разнообразная дислокационная субструктура (ДСС). Основным типом ДСС являются дислокации, относительное содержание которых ~56 %. Несколько меньший объем материала занимает ячеистая дислокационная субструктура – 36 %. Следует отметить, что в объеме ячеек и в полосовой субструктуре выявляется сетчатая дислокационная субструктура и дислокации, распределенные хаотически. Размеры ячеек изменяются в пределах от 0,5 до 1,0 мкм.



Рис.1. Диаграмма ДСС, выявленных в меди, разрушенной в условиях ползучести. 1 – ячейки; 2 – полосы; 3 – субзерна; 4 – другие типы ДСС зерна (хаотическая + сетчатая + сгущения)

Анализируя результаты, представленные на рис. 1, можно отметить, что при ползучести меди без наложения магнитного поля основным типом ДСС вблизи от зоны разрушения является субзеренная. По мере удаления от зоны разрушения объемная доля материала, занятого ячеистой ДСС и зернами, содержащими хаотически распределенные дислокации, дислокационные сетки и сгущения, увеличивается, субзернами – уменьшается, а полосовой ДСС изменяется по кривой с максимумом, достигаемым на расстоянии (4–10) мм от поверхности разрушения.

Анализируя результаты, представленные на рис. 2, можно сказать, что основными типами ДСС вблизи от зоны разрушения являются субзеренная и ячеистая. По мере удаления от зоны разрушения объемная доля материала, занятого ячеистой ДСС, изменяется незначительно; занятой зеренной, содержащими хаотически распределенные дислокации, дислокационные сетки и сгущения, увеличивается, субзернами – уменьшается, а полосовой ДСС изменяется по кривой с максимумом, достигаемым на расстоянии (4–7) мм от поверхности разрушения.

Сопоставляя результаты, представленные на рисунках 1 и 2 можно отметить, что условия ползучести (с магнитным полем или без магнитного поля) не оказывают влияния на градиент дислокационной субструктуры материала.



Рис. 2. Диаграмма ДСС, выявленных в меди, разрушенной в условиях ползучести при воздействии магнитного поля. 1 – ячеистая; 2 – полосовая; 3 – ДСС зеренная (хаотическая + сетчатая + сгущения); 4 – субзеренная

Таким образом было установлено, что в количественном отношении типов ДСС выявляются особенности при разрушении в магнитном поле. А именно, вблизи зоны разрушения основным типом ДСС в меди, деформированной в условиях ползучести без магнитного поля, является субзеренная структура. Наложение магнитного поля приводит к снижению относительного содержания в меди субзеренной структуры в 2 раза. Следовательно, магнитное поле замедляет скорость перестройки дислокационной субструктуры при ползучести меди.

Работа выполнена на оборудовании Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ и при финансовой поддержке РФФИ (проект №14-08-00506а), гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

Список литературы

- 1. Загуляев Д.В., Литвиненко Н.Г., Комиссарова И.А. и др. Особенности и закономерности изменения кинетики ползучести меди в магнитном поле // Цветные металлы. – 2013. – № 4. – С. 74-77.
- 2. Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А. и др. Изменение чувствительности микротвердости А1 к магнитному полю при его многократном воздействии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2012. – Т. 9. – № 3. – С. 295-298.
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА В ТИТАНЕ ВТ1-0

Комиссарова И.А., Косинов Д.А. Коновалов С.В. Осинцев К.А., Иванов Ю.Ф.*, Громов В.Е.

¹Сибирский государственный индустриальный университет Новокузнецк, Россия, <u>konovalov@physics.sibsiu.ru</u> *Институт сильноточной электроники СО РАН Томск, Россия, yufi@mail2000.ru

Известно, что существует две группы акустических методов, с помощью которых можно получать информацию о процессах, происходящих в твёрдом теле при его деформации. Это, с одной стороны, об акустической эмиссии, а с другой - изменениях таких характеристик, как скорость распространения ультразвука [1]. Скорость ультразвука и затухание, определяемое по изменению энергии, являются информативными параметрами внутреннего состояния материала контролируемого изделия.

В работе в качестве материала для исследований использованы образцы титана ВТ1-0. Часть из них была обработана следующими способами: термической обработкой (отжиг) и, как в [2, 3], обработкой электронными пучками поверхности на установке СОЛО ИСЭ СО РАН, г. Томск. Установлено, что в зависимости от состояния образцов, скорость распространения ультразвука в них меняется. В исходных образцах (без термообработки) скорость ультразвуковой волны имеет среднее значение 3366 м/с. В партиях титана, обработанных электронными пучками разных значений, скорость ниже. Она достигает максимальной средней скорости 3334 м/с в партии, обработанной электронными пучками со следующими параметрами: 10 Дж·см² 3 имп. 150 мкс 0,3 Гц, и минимальной – 3283 м/с в партии, обработанной электронными пучками с параметрами 25 Дж·см² 3 имп. 150 мкс 0,3 Гц. В партии образцов после термической обработки средняя скорость достигает значения 3309 м/с. Полученные результаты могут свидетельствовать о том, что, как термическая обработка, так и электронно-пучковая обработка, изменяют структурно-фазовое состояние материала. Однако, для исследования этого необходимо проведение прецизионных электронно-микроскопических исследований.

Работа выполнена на оборудовании Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ и при финансовой поддержке РФФИ (проект №14-08-00506а), гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

Список литературы

- 1. Зуев Л.Б. Физика прочности и экспериментальная механика: учебное пособие / Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова. Новосибирск: Наука. 2011. 350 с.
- Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Горбунов С.В. и др. Многоцикловая усталость нержавеющей стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком: структура поверхностного слоя // Известия высших учебных заведений. Физика. - 2011. - Т. 54. - № 5. - С. 61-69.
- 3. Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Коновалов С.В. и др. Модификация поверхностного слоя стали при электронно-лучевой обработке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 12. С. 10-16.

ВЛИЯНИЕ ТИПА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ ПОСЛЕ РАСТЯЖЕНИЯ И СЖАТИЯ

Волков А.Е., Черняева Е.В.

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

Известно, что акустическая эмиссия (АЭ) при деформировании металлов с ГПУ решеткой во много раз больше, чем в случае металлов с решеткой ГЦК [1]. Это связано разным механизмом деформации – скольжение с ОЦК металлах, и двойникование – в металлах с ГПУ решеткой. Как правило, исследования АЭ проводятся во время активного деформирования, например, растяжения образцов [2, 3]. Однако совмещение метода АЭ с кинетическим индентированием позволяет получить аналогичные результаты [4, 5].

В настоящей работе проведено исследование влияние типа кристаллической решетки на АЭ при индентировании образцов, подвергнутых разрушению при одноосном растяжении, и после деформирования сжатием до потери устойчивости.

В качестве материалов для исследования были выбраны: титановый сплава ВТ1–0 (ГПУ решетка) и сталь 20 (ГЦК). Из горячекатаных листов стали 20 толщиной 2 мм и сплава ВТ1–0 толщиной 1, 56 мм были изготовлены плоские стандартные образцы с рабочей частью 20х4 (для растяжения) и 10х4 мм (для сжатия). После деформирования все образцы были подвергнуты индентированию твердосплавным коническим индентором по всей длине с записью сигналов акустической эмиссии (АЭ). Максимальная нагрузка на индентор составляла 1000Н. Результаты исследования приведены на рис.1, 2.



Рис.1. Количество сигналов АЭ (1), их энергия (2) и медианная частота (3) при индентировании образцов стали 20 после растяжения (а) и сжатия (б)



Рис.2. Количество сигналов АЭ (1), их энергия (2) и медианная частота (3) при индентировании образцов сплава BT1–0 после сжатия (a) и растяжения (δ)

Как видно из приведенных рисунков, поведение обоих металлов при разрушении в результате одноосного растяжения обнаруживает одинаковые черты – уменьшение количества сигналов АЭ и их энергии и увеличение медианной частоты, т.е. смещение спектров сигналов в сторону высоких частот. Ранее, аналогичные результаты были получены на образцах стали 20 разных размеров и способов получения [6]. Такое поведение АЭ может быть связано с увеличением деформационного упрочнения (поврежденности) металла и, как следствие, с уменьшением как подвижности, так и пробега дислокаций, являющих-ся источником АЭ.

Рассмотрим теперь случай сжатия. Здесь между сталью 20 и сплавом ВТ1–0 наблюдаются существенные различия. В стали 20 для обеих схем деформирования наблюдается похожее поведение АЭ (уменьшение количества сигналов АЭ и их энергии и увеличение медианной частоты в зонах, подвергнутых максимальным воздействиям), что свидетельствует об одинаковом механизме деформации в обоих случаях. Обращает на себя внимание, что энергия сигналов АЭ при сжатии распределена не равномерно по длине образца, а образует симметричные пики по обе стороны рабочей части (кривая 2 на рис.1 δ). Скорее всего, это объясняется неравномерностью распределения зон нерелаксированных напряжений, образующихся при сжатии и сопровождающем его изгибе вследствие потери устойчивости [6, 7]. Большое количество зон внутренних напряжений релаксирует при развитии разрушения. При сжатии образцы не доводили до разрушения, поэтому при последующем индентировании источниками АЭ служили как сохранившиеся после сжатия напряженные объемы, так и формирующиеся непосредственно при индентировании.

В случае титанового сплава характер АЭ при растяжении и сжатии различен. Если в зоне разрушения, как и в случае стали 20, количество сигналов АЭ и их энергия уменьшается, то в области сжатия наблюдается резкое увеличение количества сигналов, хотя энергия их ниже, чем в исходном материале. Это можно объяснить особенностями кристаллической ГПУ решетки. Деформирование ГПУ металлов происходит как путем скольжения, так и путем двойникования [8,9]. При растяжении и сжатии работают разные системы двойникования [10]. При сжатии двойникование идет легче и раньше, чем при растяжении, т.е. по отношению к деформации скольжением составляет больший процент. Двойники могут образовывать общирные зоны нерелаксированных напряжений, индентирование которых и может привести к появлению «лишних» сигналов АЭ. Однако двойники являются эффективными препятствиями для движения дислокаций. Их появление приводит к скоплению и торможению дислокаций на границах двойников [11]. Это и приводит к уменьшению энергии сигналов АЭ в зоне сжатия.

Таким образом, поведение АЭ при индентировании ГПУ и ГЦК-металлов различно для случаев разрушения при одноосном растяжении и при сжатии. Уменьшение энергии сигналов АЭ в обоих случаях может быть связано с деформационным упрочнением металлов, т.е. с уменьшением подвижности дислокаций. Увеличение количества сигналов в области сжатия ГПУ- сплава ВТ1-0 может быть связно с образованием дополнительных зон нерелаксированных напряжений при двойниковании.

Список литературы

- 1. Tanaka H., Horiuchi R. Acoustic emission due to deformation twinning in titanium and Ti-6Al-4V alloy // Scr. Met., 1975, 9, N 7, p.777-780
- 2. Грешников В.А., Дробот Ю.Б. Акустическая эмиссия. -М.: Изд-во стандартов, 1976.-276с.
- 3. Иванов В.И., Белов В.М. Акустико-эмиссионный контроль сварки и сварных соединений. М.: Машиностроение, 1981.- 184с.
- Д.Л. Мерсон, Е.В.Черняева, Д.Е. Мещеряков Совмещение методов акустической миссии и индентирования как эффективная методика экспресс контроля текущего состояния материалов и покрытий // Материалы в автомобилестроении. Ч.1. Металлические материалы. Сб. докл. III Междунар. научно-практ. конф. (19-20июня 2008 г.) – Тольятти, 2008. – С.482-489
- 5. Черняева Е.В., Мерсон Д.Л., Хаймович П.А.Акустическая эмиссия в чистых металлах//Сб. материалов VI Междунар. науч. конф. "Прочность и разрушение материалов и конструкций" (20-22 октября 2010 г. Оренбург)- Оренбург, 2010. - с.617-623.
- 6. Черняева Е.В., Мерсон Д.Л., Бигус Г.А., Галкин Д.И. Применение метода акустической эмиссии для неразрушающего контроля состояния основного металла и сварных соединений трубопроводов, работающих в условиях малоцикловой усталости //Сварка и диагностика, 2010. №2. С.50-57
- Черняева Е.В., Мерсон Д.Л. Влияние времени «вылеживания» образцов из стали 20, подвергнутых усталостным испытаниям, на параметры акустической эмиссии при индентировании /Матер. 51-й междунар. конф. «Актуальные проблемы прочности» (16-20 мая 2011 г., Харьков), Харьков, 2011 – с. 245
- 8. M.H. Yoo. Slip, twinning and fracture in hexagonal close-packed metals // Metallurgical Transactions A. 1981, V.12A, # 3, p.409-418
- 9. N.Munroe, X.Tan. Orientation dependence of slip and twinning in HCP metals // Scripta Materialia. 1997, V.36. N 12, p/ 1383-1386
- Т.П. Черняева, В.М.Грицины. Характеристики ГПУ-металлов, определяющие их поведение при механическом, термическом и радиационном воздействии // Вопросы атомной науки и техники, 2008, № 2. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (92), c.15-27
- 11. К.В.Мацюкб П.В.Трусов «Модель для описания упруговязкопластического деформирования ГПУ-кристаллов: несимметричные меры напряженно-деформированного состояния, законы упрочнения. // Вестник ПНИПУ. Механика., 2013 г., №4. С.75–105

АНАЛИЗ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ ЭНДОПРОТЕЗОВ ИЗ НИТИНОЛА ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Рубаник В.В.¹, Минченя В.Т.², Савченко А.Л.², Королев А.Ю.³

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь <u>ita@vitebsk.by</u>

²Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, andrewkmail@mail.ru

³РУП «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», Минск, Беларусь

При изготовлении изделий медицинского назначения из нитиноловой проволоки методами пластического деформирования с последующей термообработкой следует учитывать различные факторы, в том числе геометрию изделий.

Большая часть изделий представляет собой сложные пространственные формы, которые достаточно сложно получаются методами только пластического деформирования без сборки из отдельных элементов. При этом форма изделий, к которым по большей части относятся внутрисосудистые эндопротезы (стенты, стентграфты, фильтры-ловушки, окклюдеры и др. должна позволять доставку этих устройств через кровеносные сосуды с помощью трубчатых конструкций (систем доставки). Для этого необходимо иметь возможность деформации (сжатия) изделий до размеров системы доставки, которые должны быть минимально возможными с последующим восстановлением заданной формы.

Никелид титана имеет механические характеристики, существенно отличающие его от других сплавов, в связи с проявлениями эффектов памяти формы и сверхэластичности. Поэтому наряду с традиционными механическими характеристиками (предел упругости, предел текучести, предел прочности, относительное удлинение) следует рассматривать такие характеристики как величина (ресурс) мартенситной деформации, критическое напряжение мартенситного сдвига, степень восстановления формы и др. [1].

Ресурс мартенситной деформации определяется значением предельной величины возврата деформации при проявлении эффекта памяти формы или сверхэластичности, то есть как отношение изменения длины в результате возврата формы к исходной длине образца. Разница между возвратом формы и накопленной деформацией называется недовозвратом.

Напряжение мартенситного сдвига – напряжение, при котором деформация происходит по мартенситному механизму. Эта величина определяет работоспособность материала при проявлении эффекта памяти формы.

Анализируя поведение кристаллической решетки никелида титана в условиях мартенситного сдвига, авторы [1] получили следующие выражения для предельных значений обратимой деформации по осям кристаллической решетки:

$$l_{2 \text{ lim}} = \left\{ \frac{b^2 - b_0^2}{b_0^2} + 1 \right\}^{1/2} - 1 = \frac{b}{b_0} - 1,$$

$$l_{1,3 \text{ lim}} = \left[A + B \pm \sqrt{(A - B^2) + 4C} + 1 \right]^{1/2} - 1,$$

$$A = \frac{a^2 - a_0^2}{2a_0^2}, B = \frac{c^2 - c_0^2}{2c_0^2}, C = \left(\frac{ca \cos\beta}{2a_0 c_0} \right)^2,$$

где *a*₀, *b*₀, *c*₀, – параметры кристаллической решетки исходной фазы никелида титана B2, *a*, *b*, *c*, β – параметры кристаллической решетки мартенситной фазы никелида титана B19'.

Подстановкой размеров решетки в формулы для обратимых деформаций получим, что максимальный ресурс мартенситной деформации составляет примерно 10...11%. Это значит, что при растяжении или сжатии нитиноловой проволоки удлинение не должно превышать примерно половины указанного значения.

При изгибе стержня его наружная поверхность растягивается, внутренняя сжимается.

При этом деформация растяжения

$$\varepsilon = \frac{\left(1 + d/2R\right) - \left(1 + d/2R_0\right)}{\left(1 + d/2R_0\right)} = \frac{R_0/R - 1}{2R_0/d + 1},$$

где R_0 – начальный радиус изгиба; R –окончательный радиус изгиба; d – диаметр проволоки.

С учетом того, что $\frac{R_0/R-1}{2R_0/d+1} < 0,05$ можно получить, что при диаметре проволоки

d = 0,43 мм и радиусе изгиба разомкнутого зигзагообразного элемента $R_0 = 4$ мм $(R_0/d = 9,3)$ радиус изгиба при установке в систему доставки можно изменять не более чем в 1,98 раза.

Таким образом, одной из задач экспериментальных исследований является определение зависимости влияния геометрии формы элемента на ресурс мартенситной деформации.

При выполнении исследований основное внимание уделялась элементам наиболее распространенных эндопротезов кровеносных сосудов, таких как стенты и каркасы стентграфтов. Выбор обусловлен следующими соображениями.

1. Эти элементы являются наиболее востребованными в практике внутрисосудистой хирургии.

2. В связи со своими размерами, которые в процессе установки и эксплуатации могут изменяться в широких пределах, влияние геометрической формы на ресурс мартенситной деформации приобретает важное значение.

3. Элементы этих изделий при простоте их формы испытывают сложное нагружение (изгиб с кручением), что усложняет их упруго-напряженное состояние.

Для проведения исследований был изготовлен набор Λ -образных элементов из термообработаннойнитиноловой проволоки с диаметром d = 0, 1...0, 5 мм.

Исходный угол изгиба элементов $\alpha = 60^{\circ}$, что примерно составляет максимальное значения угла изгиба элементов внутриаортального стентграфта типового размера в раскрытом состоянии. Образцы были получены гибкой с последующей термообработкой на цилиндрических оправках (диаметром D = 20...30 мм (типовые диаметры стентграфтов) с последующей разрезкой на элементы. Радиусы изгиба элементов подбирались для обеспечения отношения $R_0/d = 1...10$.

В ходе исследований задавалась деформация образцов, имитирующая деформацию стентграфта при его установке в систему доставки. При этом угол изгиба элементов изменялся от исходного значения $\alpha = 60^{\circ}$ до предельного значения $\alpha = 0^{\circ}$ и далее до смыкания концов элемента (угол имеет отрицательное значение).

Экспериментальными исследованиями нами установлены зависимости изменения радиуса изгиба от угловой деформации элементов, примеры которых показаны на рисун-ках 1–4.



Анализ полученных зависимостей показал, что при выборе конструктивных параметров элементов медицинских изделий, необходимо использовать следующие рекомендации.

1. При малых радиусах изгиба с увеличением деформации радиус также увеличивается, что приводит к дополнительным растягивающим деформациям наружных слоев проволоки. При этом после некоторой величины деформации радиус изгиба начинает уменьшаться, то есть изменяется направление деформации. В результате при функционировании элемента возникают дополнительные циклические деформации, что снижает долговечность изделия из-за усталостных явлений. Поэтому рекомендуется использовать конструктивный параметр R_0/d не ниже 1,6;

2. При увеличении радиуса изгиба растет отношение R_0/R , что в конечном итоге приводит к превышению максимального ресурса мартенситной деформации. Так как по результатам теоретических исследований при растяжении или сжатии нитиноловой проволоки удлинение не должно превышать примерно 0,05 ($R_0/R < 2$), рекомендуется использовать конструктивный параметр R_0/d не выше 3,5;

Дляобеспечения требуемого ресурса мартенситной деформации нитиноловой проволоки рекомендуемые значения конструктивного параметра изгиба зигзага $1,6 < R_0/d < 3,5$.

Работа выполнена, благодаря финансовой поддержке в рамках подпрограммы «Материалы в технике», задание № 4.1.08

Список литературы

1. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения / В.Э. Гюнтер и др. – Томск: Изд. МИЦ, 2006. – 296 с.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА В ИССЛЕДОВАНИИ ОБЪЕКТОВ БИОЛОГИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Анисович А.Г., Румянцева И.Н.

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь, <u>anna-anisovich@yandex.ru</u>

Традиционно биологические объекты исследуются в проходящем свете. Тем не менее, схема освещения «на отражение» в металлографическом микроскопе позволяет исследовать некоторые объекты биологического происхождения [1], в частности дерево, бумагу, костную ткань (рис.1 *a*). В особенности это относится к исследованию по методу темного поля, когда исследуемая поверхность освещается полым конусом света. Преимуществом такого вида анализа является возможность исследования неплоскостных объектов. В частности, темнопольное изображение может быть успешно использовано для исследования поверхности дерева (рис.1).



a б **Рис.1.** Структура поверхности дерева (береза) в темном (*a*) и светлом (*б*) поле



а б **Рис.2.** Окрашенная писчая бумага (SvetoCopy, 80 g/m², white) (*a*); мелованная, белая (*б*); темное поле

При исследовании типографской бумаги (рис.2) существенным является ее цвет, степень окрашивания и т.д. Неокрашенная бумага является наихудшей для наблюдения как в светлом, так и в темном поле; для нее существует практически единственное увеличение (200^x), когда поверхность бумаги выявляется наилучшим образом [1]. Более результативно наблюдение окрашенной писчей бумаги (рис.2,*a*), когда возможно рассмотреть структуру волокон. С помощью металлографического микроскопа возможно различить сорта бумаги в зависимости от того, как они проявляются при различных способах освещения поверхность [1]. Наилучшим образом выявляется структура бумаги с наименее гладкой поверхностью - фильтровальная. Поверхность мелованной бумаги практически не видна в темном поле (рис.2,*b*), поскольку является достаточно гладкой, не имеющей неплоскостных участков.

Темнопольное изображение позволяет рассматривать строение семян растений (рис.3). Светлое поле в данном случае не информативно.





a

б

Металлографический микроскоп позволяет проводить исследования, например, костной ткани [2-4]. В настоящее время широко распространено протезирование суставов. В качестве составной части эндопротезов используется пористый титан, непосредственно контактирующий с костной тканью. Повышение надежности работы эндопротезов достигается за счет формирования контактного слоя на границе костная ткань – титан при заполнении пор титана органической костной тканью. Качественная идентификация структурных составляющих на изломе контактного слоя (по аналогии с другими объектами материаловедческого профиля) позволяет заключить, что блестящая фаза относится к металлической составляющей - титану; матовая составляющая является неметаллической (или подобной аморфной), структура которой в темном поле не выявляется (рис.4). Единственным вариантом неметаллической составляющей в данном случае является костная ткань. Исследование шлифа в зоне контакта костная ткань-металл позволяет выявить структуру биометаллического композита. Подтверждением идентичности неметаллической составляющей композита и костной ткани является рис. 5, где представлена костная ткань в окружении металлической матрицы (титан) и ламеллярная структура остеона соответственно. Металлографический анализ может быть дополнен рентгеноструктурным анализом. В составе композиционного слоя присутствуют титан и соединение состава Са₉НРО₄(РО₄)₅ОН, отвечающее составу костной ткани.



a

б

Рис.4. Расположение органической ткани в порах титана; *а* – неполное заполнение, *б* – полное заполнение; излом, темное поле.



a

б

Рис. 5. Структура остеона: выявленная металлографически (*a*); тонкий срез, данные Интернета (б).

Список литературы

- 1. Анисович А.Г., Румянцева И.Н.. Практика металлографического исследования материалов. Минск: Беларуская навука, 2013.
- 2. Руцкий В.А., Анисович А.Г., Румянцева И.Н., Маслов А.П. Исследование структуры биометаллического композита «костная ткань-губчатый титан» методами металлографического анализа. Журнал Гродненского университета, 2010, 230(2), с.97-99.
- 3. Руцкий А.В., Маслов А.П., Анисович А.Г, Румянцева И.Н. Особенности структуры биометаллического композита «костная ткань-губчатый титан» остеоинтегрированных эндопротезов. SLPS.ARSmedica, 2010, 29 (9), с. 404-407.
- 4. Руцкий А.В., Анисович А.Г., Румянцева И.Н., Урбан Т.П., Маслов А.П. Исследование контактного слоя биометаллического композита «костная ткань-губчатый титан». Медицина, 2010, 4, с. 46-50.

О РОЛИ НАПРЯЖЕНИЙ 3-ГО РОДА В ИЗМЕНЕНИИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ

Анисович А.Г.

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь, anna-anisovich@yandex.ru

При воздействии на металлы и сплавы импульсных полей формируется специфическая высокоразориентированная фрагментированная структура [1], которая может быть классифицирована как микрозерна. При ее формировании в металлической системе запасается энергия, которая может существовать посредством дефектов кристаллического строения и регистрироваться экспериментально как энергия искажений кристаллической решетки, т.е напряжений 2-го рода. Их энергия в единице объема твердого тела прямо пропорциональна физическому уширению интерференционной линии рентгенограммы. Сущность изменения структуры при импульсных воздействиях связана с периодическим процессом формирования и разрушения фрагментов [1], и отражается на кривых изменения физического уширения интерференционных линий рентгенограммы. Периодичность наблюдается для импульсных воздействий различного типа - термических, ультразвуковых, лазерных (рис.1,2,*a*).







Рис. 2. Влияние времени озвучивания на изменение микроискажений (Δа/а 10⁴) в меди (*a*) и изменение физического уширения интерференционной линии (311) бронзы БрБ2 при воздействии магнитного поля по различным режимам (*б*)

Наиболее интенсивные изменения напряжений второго рода происходят при термоциклировании с использованием печного, лазерного и электроконтактного нагревов. Показано, что формированию фрагментов отвечает максимальный уровень микронапряжений. Поскольку граница зерна (фрагмента) может быть представлена как локальное скопление дислокаций высокой плотности, то максимальный уровень микронапряжений соответствует максимальной плотности дислокаций при формировании фрагментированной структуры. Физическое уширение можно считать пропорциональным плотности дислокаций, упорядоченных определенным образом

Изменение физического уширения за счет формирования фрагментов максимально для ультразвукового и теплового воздействия. Периодичность изменения физического уширения наблюдаются для обработки в магнитном поле и при воздействии холодной плазмы воздуха (рис.26; 3*a*) [2,3]. Однако интервал изменения физического уширения при этих видах воздействия намного меньше (табл.1). В частности, изменение полуширины B_0 интерференционной линии меди в зависимости от длительности обработки холодной плазмой воздуха составляет ≈ 0.0007 рад. Наблюдаемую трансформацию микроструктуры при воздействии магнитных полей и холодной плазмы нельзя связать с изменением уровня напряжений 2-го рода. Изменения величины зерна при данных видах обработки значительны или достаточно заметны (табл.1).

№ п/п	Вид воздействия	Интервал изменения уши- рения, рад.	Изменение среднего размера зерна, $d_{\rm ucx}/d_{\rm ofpa6}$		
1	Ультразвук	(7–14) 10 ⁻³	1,5–2		
2	Термоциклирование	$(3-10) \ 10^{-3}$	3–5		
3	Магнитное поле	(0,9–1,1) 10 ⁻³	3–4		
4	Холодная плазма	(1,4–1,7) 10 ⁻³	1,5–2		

Таблица 1. Изменение физического уширения и размера зерна при различных видах воздействия

Таблица	2.	Изменение интенсивности линий феррита серого чугуна после воздействия
		магнитного поля

	Интенсивность, %						
hkl	Исходный	После МИО	Табличная				
110	100	100	100				
200	5,8	12,0	19				
211	15,1	22,0	30				
220	2,5	5,0	9				
310	4,8	6,7	12				

Одним из эффектов воздействия магнитных полей и холодной плазмы является изменение интенсивности линий рентгенограммы. В частности, для феррита чугуна (табл.2), после обработки в магнитном поле соотношение интенсивностей интерференционных линий приближается к табличным значениям. Эффект изменения соотношения интенсивностей интерференционных линий при воздействии плазмы и магнитного поля наблюдали в [3,4] на хроме и меди. Эффект следует отнести за счет проявления напряжений 3-го рода. Изменение напряжений 3-го рода в меди под воздействием плазмы воздуха показано на рис.3, *б*. Искажения кристаллической решетки металла, обусловленные напряжениями 3го рода, диагностируются по ослаблению интенсивности интерференционных линий высших порядков или усилению диффузного фона рентгенограммы.



Рис. 3. Изменение физического уширения интерференционной линии (*a*) меди и статических смещений атомов из положения равновесия (б) в меди при обработке холодной плазмой воздуха [3].

Моделирование процесса релаксации трехмерной решетки металла после воздействия плазмы аргона [5] показало, что атомы стабилизируются в новых пространственных позициях относительно первоначального положения равновесия в узлах кристаллической решетки, что может быть классифицировано как проявление напряжений 3-го рода.

При воздействии плазмы или магнитного поля (без нагрева) может иметь место недислокационный характер преобразования структуры.

Список литературы

- 1. Анисович А.Г.Закономерности процессов структурообразования и термодинамический аспект организации структуры металлов при нестационарных энергетических воздействиях. Дисс. д.ф.-м.н.,Минск 2005.
- Здор Г.Н., Анисович А.Г.и др. Трансформация структуры и свойств бериллиевой бронзы под воздействием высокочастотного магнитного поля. Металлы (Известия РАН), 2003, 4, с.100-105.
- Ажаронок В. В., Анисович А. Г. и др. Трансформация структуры меди под воздействием неравновесной низкотемпературной плазмы воздуха. Инженерно-физический журнал, 2013, 86(4), с 731-738.
- 4. Анисович А. Г., Ажаронок В. В. и др. Влияние высокочастотного электромагнитного поля на свойства хромовых покрытий. Электронная обработка материалов, 2013, 49(2), с. 13-17.
- Терешко И. В., Ходырев В. И., Липский Э. А.и др. Эффект дальнодействия в материалах при низкоэнергетическом ионном облучении. Вестн. Нижегородского ун-та им. Н. И. Лобачевского. Сер. Физика твердого тела. 1998, 2, с. 131–139.

МИКРОСТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6201, НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Мавлютов А. М.^{1,2}, Касаткин И. А.³, Мурашкин М. Ю.^{2,3}, Валиев Р. 3.^{2,3}, Орлова Т. С.^{1,4}

¹Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия

³Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия ⁴Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия <u>a.m.mavlyutov@gmail.com</u>

Методы интенсивной пластической деформации позволяют достичь уникального сочетания функциональных свойств различных металлов и сплавов за счет формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической структуры [1]. В данной работе исследовались микроструктурные особенности и физико-механические свойства широко используемого в электротехнике алюминиевого сплава 6201 стандартного химического состава 0.5–0.6Mg; 0.5–0.6Si; 0.3Fe; 0.1Cu; 0.02Zn; 0.02Ti; 0.02Ti+V+Cr+Mn; ост. Al (масс%), подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). Экспериментально установлено, что введение дополнительной плотности дислокаций (повышение с $2 \cdot 10^{13}$ до $5 \cdot 10^{13}$ м⁻²), при сохранении основных микроструктурных параметров (размера зерна, размера и распределения выделений вторичных упрочняющих фаз), приводит к увеличению микротвердости УМЗ сплава на 13%, в то же время, значения электропроводности материала практически не изменяется.

Из исходного прутка алюминиевого сплава 6201 диаметром 20 мм были вырезаны заготовки в виде дисков толщиной 1.5 мм. Для исследования микроструктуры и физикомеханических свойств были изготовлены образцы, прошедшие следующую обработку: отжиг при температуре 550°C в течение 2 часов с последующим охлаждением в воду, 1 оборот (n=1) ИПДК при комнатной температуре (КТ) под давлением 6 ГПа и последующая ИПДК при температурах 180°C или 230°C под давлением 6 ГПа, n=20. В результате такой обработки степень истинной деформации в области на расстоянии 6 мм от центра диска составила ~7 [2]. Из каждой серии полученных образцов несколько из них подвергали дополнительной ИПДК на ¹/4 оборота при КТ.

Исследование микроструктуры образцов сплава проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM 2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили на дифрактометре Bruker D8 DISCOVER в режиме симметричного θ -2 θ сканирования с использованием параллельного пучка излучения CuK_a (40 кB, 40 мA). Шаг сканирования составил 0.02 град. по 2 θ , а время экспозиции 0.5 сек. Электропроводность сплава (ω) измеряли, используя вихретоковый измеритель марки ВЭ – 27 HЦ/4-5 с относительной погрешностью ± 2% по ГОСТ 27333-87. Микротвердость по методу Виккерса (HV) определяли в соответствии с ГОСТ 2999-75 на микротвердомере Buehler Omnimet Micromet – 5101.

Известно, что микротвердость сплава может быть определена как сумма различных упрочняющих вкладов [3,4]:

$$HV = HV^{Al} + \Delta HV^{GB} + \sum_{i} \Delta HV_{i}^{sol} + \Delta HV^{precip} + \Delta HV^{disl}, \tag{1}$$

где HV^{Al} – микротвердость чистого Al, ΔHV^{GB} – вклад зернограничного упрочнения, ΔHV_i^{sol} – вклад *i*-го легирующего элемента, ΔHV^{precip} – вклад частиц вторых фаз, образо-

вавшихся в результате распада твердого раствора при динамическом или статическом старении, Δ*HV*^{disl} – вклад от дислокационного упрочнения.

В результате обработки ИПДК на 1 оборот при КТ исходная крупнозернистая структура трансформируется в однородную УМЗ структуру преимущественно с большеугловыми границами зерен. При этом зерна имеют форму, близкую к равноосной, а их размер (d) составляет около 130 нм (рис.1а). Последующая ИПДК с количеством оборотов 20 существенно влияет на микроструктуру сплава. Средний размер зерна в образцах сплава после дополнительной деформации при 180 и 230 °С увеличивается до 950 \pm 50 и 1100 \pm 50 нм соответственно. Наряду с увеличением размера зерна в процессе ИПДК при температурах 180 или 230 °С происходит выделение частиц вторичной фазы Mg₂Si сферической формы, диаметром (D) 30 и 50 нм и средним расстоянием между частицами (L) 115 и 135 нм (рис.16 и таблица 1). Формирование УМЗ структуры и снижение концентрации легирующих элементов в твердом растворе за счет формирования вторичных фаз обеспечивает высокую прочность (микротвердость) и электропроводность по сравнению с его аналогами, подвергнутыми стандартной термомеханической обработке [5].



Рис. 1. Микроструктура сплава 6201 после ИПДК при КТ (a), и ИПДК при КТ и 180 °С (б).

Последующее увеличение прочности может быть достигнуто путем введения дополнительной плотности дислокаций (1). Для этого образцы подвергались дополнительной обработке ИПДК на ¹/₄ оборота при КТ. Оказалось, что, действительно, такая деформация приводит к внесению дополнительных решеточных дислокаций (рис. 2). При этом средний размер зерна матрицы и распределение вторичных фаз существенным образом не изменяется (таблица 1).



Рис. 2. Микроструктура сплава Al6201 после ИПДК при 230 °C+¹/₄KT: светлопольное (*a*) и темнопольное (*б*) изображения

Полученные методом PCA характеристики микроструктуры (степень микроискажений кристаллической решетки ($\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$), размер когерентных областей (*C*)), а также экспериментальные значения микротвердости и электропроводности образцов представлены в таблице 1. Плотность дислокаций (ρ) определялась из данных PCA по формуле:

$$p = \frac{2\sqrt{3} < \varepsilon^2 > \frac{1}{2}}{bC},$$
 (2)

где b – вектор Бюргерса, в соответствии с методикой, описанной в работе [6]. Дополнительная деформация кручением на ¹/₄ оборота привела к увеличению плотности дислокаций в 2.5 – 3 раза. Такое увеличение плотности дислокаций обеспечило повышение прочности на 9 – 13%, при этом проводимость образцов уменьшилась незначительно – на 0.7 – 1.4%.

Режим деформации	<i>d</i> , нм	<i>D</i> , нм	<i>L</i> , нм	<\varepsilon^2>^{1/2}, %	С, нм	ρ, м ⁻²	HV	ΔHV	ω, МС/м	Δω, МС/м
1_KT+20_180		30	115	0.051±0.003	197±36	$3 \cdot 10^{13}$	113±2		31.1±0.6	
1_KT+20_180 +1/4_KT	950			0.078±0.003	111±13	$9 \cdot 10^{13}$	123±5	10	30.1±0.6	-1.0
1_KT+20_230	1100			0.037±0.002	187±18	$2 \cdot 10^{13}$	86±4		32.3±0.6	
1_KT+20_230 +1/4_KT		0 50	135	0.056±0.003	128±10	5·10 ¹³	97±6	11	31.9±0.6	-0.4

Таблица	1.	Параметры микроструктуры, механические свойства и электропроводность
		сплава Аl6201

Полученные в работе экспериментальные результаты указывают на возможность реализации нового подхода, обеспечивающего дальнейшее улучшение прочностных характеристик наноструктурированных алюминиевых сплавов при сохранении высокого уровня электропроводности за счет введения дополнительной плотности дислокаций при сохранении в целом остальных параметров УМЗ структуры. Поиск конкретных технологических подходов, обеспечивающих введение более высоких плотностей дислокаций ~0.5 – $1.0 \cdot 10^{15}$ м⁻², является актуальной задачей, решение которой позволит создать высокопрочные алюминиевые проводники нового класса.

Исследования проведены с использованием оборудования ресурсного центра Научного Парка СПбГУ "Рентгенодифракционные методы исследования". Авторы выражают благодарность Министерству образования и науки Российской федерации за финансовую поддержку проекта №14.Б25.31.0017.

Список литературы

- 1. Валиев Р.З., Александров И.В. / Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос. 2000. 272 с.
- 2. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // Progress in Materials Science, 2008. vol. 53. pp. 893-979.
- Kamikawa N., Huang X., Tsuji N., Hansen N. Strengthening mechanisms in nanostructured high-purity aluminium deformed to high strain and annealed // Acta Materialia, 2009. – vol. 57. – pp. 4198-4208.
- 4. Asgharzadeh H., Simchi A., Kim H.S. Microstructural features, texture and strengthening mechanisms of nanostructured AA6063 alloy processed by powder metallurgy // Materials Science and Engineering A, 2011. vol. 528. pp 3981-3989.

- 5. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Sabirov I. A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity // Scripta Materialia, 2014. vol. 76. pp. 13-16.
- Sanders P.G., Withey A.B., Weertman J.R., Valiev R.Z., Siegel R.W. Residual stress, strain and faults in nanocrystalline palladium and copper // Materials Science and Engineering A, 1995. – vol. 204. – pp. 7-14.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МНОГОФАЗНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Пташник А.В., Святышева Е.В., Васильева Е.А., Петров С.Н., Кондратьев С.Ю., Михайлов М.С.

ФГУП «ЦНИИ КМ» Прометей», Санкт-Петербург, <u>alina_pv@mail.ru</u>

Для изготовления оборудования нефтехимических и нефтеперерабатывающих предприятий широко применяют жаропрочные жаростойкие сплавы систем X25H35 (HP type) [1]. Рабочие температуры таких установок достигают 1100–1150°С. Известно, что эксплуатационные свойства этих сплавов определяются наличием упрочняющей сетки дисперсных выделений карбидного или интерметаллидного типа [2]. Исследования последних лет показали, что характер распределения и количественное соотношение упрочняющих фаз в сплавах рассматриваемой группы существенно изменяются при высокотемпературном воздействии [3–5]. Таким образом, для надежного прогнозирования работоспособности рассматриваемых сплавов на основе системы Fe–Cr–Ni необходимы достоверные исследования изменения структуры и морфологии дисперсных выделений в зависимости от длительности температурного воздействия.

На эксплуатационные свойства сплавов X25H35, влияют как количественные содержания карбидных фаз в структуре, так и морфология, элементный и фазовый состав дисперсных включений. Характерный размер включений в этих сплавах составляет 0.2– 10 мкм, что позволяет проводить анализ их элементного и фазового состава, объемной доли методами на основе растровой электронной микроскопии рентгеноспектрального микроанализа, дифракции обратноотраженных электронов и количественной обработки изображений [6]. При этом получаемые результаты содержат ряд неопределенностей. Несмотря на достаточно высокую локальность рентгеноспектрального микроанализа, нельзя с абсолютной уверенностью утверждать, что полученный даже для наиболее крупных частиц рентгеновский спектр не содержит аналитического сигнала от окружающей анализируемую частицу металлической матрицы. Для частиц субмикронного размера удается лишь зафиксировать основной элемент. На корректное определение фазового состава сильное влияние оказывает качество приготовленного шлифа, далеко не всегда удается обеспечить отсутствие наклепанного слоя на поверхности дисперсной частицы и металлической матрицы в ее окрестностях.

Для повышения достоверности проводимого анализа дисперсных выделений предлагается приготавливать тонкое, прозрачное для электронов, сечение исследуемых частиц с помощью двулучевой электронно-ионной сканирующей микроскопии. При этом вырезанная сфокусированным ионным пучком тонкая пластинка материала размером 20x15x1 мкм, содержащая сечение исследуемой частицы, извлекается из исследуемого образца с помощью специального микроманипулятора и фиксируется на специальном держателе (рис. 1), который может быть установлен в просвечивающий электронный микроскоп. Затем проводится утонение исследуемого объекта до толщины порядка 100 нм. Приготовленный указанным способом объект устанавливается в просвечивающий электронный микроскоп, где проводится элементный анализ приготовленных сечений дисперсных выделений с помощью рентгеновского энергодисперсионного спектрометра, либо спектрометра характеристических потерь энергии электронов. В этом случае локальность определения может быть оценена значением 20–30 нм. Анализ дифрактограмм, полученных от приготовленного сечения, позволяет с высокой достоверностью определить тип и параметры кристаллической решетки, т.е. идентифицировать фазовый состав исследуемого объекта. Электронно-микроскопические изображения высокого разрешения, получаемые в просвечивающем режиме позволяют, исследовать тонкую структуру дисперсных частиц.



Рис. 1. Схема анализа дисперсных выделений в просвечивающем электронном микроскопе: a – тонкая пластинка, содержащая сечение исследуемой частицы, приготовленная для извлечения; δ – игла микроманипулятора, с помощью которого извлекается тонкая пластинка; e – пластинка, зафиксированная на специальном держателе и утоненная до толщины ≈ 100 нм

Предложенным методом выполнены определения элементного и фазового состава карбидных частиц в сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb в исходном литом состоянии и после высокотемпературной выдержки при 1150 °С в течение 2 часов. Установлено, что в результате высокотемпературной выдержки происходит структурное превращение карбидов хрома $Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$. Освободившийся в результате реакции углерод формирует мелкодисперсные вторичные карбиды хрома, в результате чего общий объем карбидных включений в структуре сплава при температурах эксплуатации увеличивается. Получены достоверные результаты элементного анализа дисперсных частиц за счет значительного повышения локальности определения. Установлена поликристаллическая природа частиц карбидов хрома и ниобия, как в исходном литом состоянии, так и после высокотемпературной выдержки.

Применение методов растровой двулучевой электронно-ионной микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии дает наиболее полную и достоверную аттестацию структурного состояния дисперсных фаз в жаропрочных сплавах.

Список литературы

- 1. Garbiak M., Jasinski W., Piekarski B. Materials for Reformer Furnace Tubes. History of Evolution // Archives Of Foundry Engineering. 2011. V. 11. Spesial Issue 2. P. 47-52.
- Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структуры и длительная прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2 // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2013. – № 4 (694). – С. 42-47.
- 3. Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при температурах эксплуатации. Сообщение 1: Литое состояние // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия «Наука и образование». 2012. № 1 (142). С. 155-163.
- 4. Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при температурах эксплуатации. Сообщение 2: Влияние высокотемпературной выдержки // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия «Наука и образование». 2012. № 2-1 (147). С. 217-228.
- 5. Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Фукс М.Д. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при температурах эксплуатации. Сообщение 3: Механизм и кинетика фазовых превращений // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Серия «Наука и образование». 2012. № 3-2 (154). С. 143-150.
- 6. Кондратьев С.Ю., Пташник А.В., Анастасиади Г.П., Петров С.Н. Количественная оценка содержания фаз в жаропрочных сплавах X25H35 // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2014. – № 2 (195). – С. 121-127.

АВТОМАТИЧЕСКИЕ ТРАНСМИССИИ КАК СРЕДСТВО ПОВЫШЕНИЯ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТИ СИЛОВЫХ УСТАНОВОК МОБИЛЬНЫХ МАШИН

Красневский Л.Г.

ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь, krasnevski l@tut.by

Как известно, коэффициент полезного действия современных двигателей внутреннего сгорания (ДВС) при преобразовании химической энергии топлива в механическую энергию не превышает 30%. И далее ее существенная часть теряется в процессе преобразования в тяговое усилие с помощью различных механизмов трансмиссии. Это значит, что в области глобальной технологии транспорта – одного из главных потребителей энергоресурсов – имеются значительные резервы повышения энергоэффективности. Конец прошлого и начало нынешнего веков ознаменовались стремительным развитием технологии гибридных силовых установок (ГСУ) как эффективного средства снижения потребления жидкого углеводородного топлива (на 20 – 30% и более) и загрязнения окружающей среды. ГСУ содержит ДВС и автоматическую трансмиссию (АТ), включающую электропривод. За последнее десятилетие внедрение ГСУ стало главным направлением прогресса мирового автомобилестроения и привело к созданию принципиально новых конструкций автомобилей с ГСУ. В наших докладах на предыдущих конференциях [1, 2] были рассмотрены основные технико-экономические аспекты создания ГСУ, а также состояние и перспективы их применения в мобильной технике, выпускаемой машиностроением Беларуси.

Общепризнанным радикальным решением проблемы снижения потребления топлива являются силовые установки на водородных топливных элементах (ТЭ). КПД процесса получения энергии в ТЭ составляет 50% - вдвое выше, чем при сгорании топлива в ДВС. Для применения ТЭ также необходимы специализированные АТ, включающие электропривод, который дополнительно дает возможность рекуперации кинетической энергии автомобиля при торможении. Совместное использование трех этих новых технологий (ТЭ, тяговый электропривод, рекуперация) позволяет повысить в таких комбинированных силовых установках КПД использования химической энергии топлива до 75%. Однако для их массового применения необходимо создание глобальной инфраструктуры производства, хранения и доставки водорода.

Таким образом, можно утверждать, что роль АТ в повышении энергоэффективности силовых установок сопоставима с ролью самих ДВС. Ибо, наряду с повышением КПД самой трансмиссии, с ее помощью обеспечивается возможность работы ДВС с минимальным расходом топлива. Также известно, что только автоматическое управление силовым агрегатом (как двигателем, так и трансмиссией, особенно в ГСУ) способно в полной мере реализовать эту возможность.

В мировом автомобилестроении интенсивно ведутся НИОКР по совершенствованию классических и созданию новых конструкций АТ. Сегодня к основным типам массовых АТ, можно отнести [3]:

- многоступенчатые гидромеханические передачи (ГМП);

- бесступенчатые трансмиссии с клиноременными или тороидальными механическими вариаторами (БСТ);

- автоматизированные механические коробки передач (AMT);

- гибридные электромеханические трансмиссии (ГЭМТ) в составе ГСУ;

- коробки передач (механические, гидромеханические, гибридные) с двумя сцеплениями на входе (ДСТ).

В развитии конструкций всех названных типов АТ в последние годы наблюдается чрезвычайная активность.

ГМП – в настоящее время самый совершенный и массовый тип АТ, в особенности в США, где их применение на легковых автомобилях приближается к 100%.. В то же время именно они могут служить убедительным примером влияния на энергоэффективность. До энергетического кризиса 80-х годов прошлого века легковые американские «семейные» автомобили, имея трех-четырехступенчатые ГМП с неблокируемым гидротрансформатором, расходовали много бензина, который тогда был дешев. Правительством США была поставлена задача – создать автомобиль с расходом не более 8,5 л/100 км, что в то время было фантастикой. После кризиса в конструкции ГМП был внесен ряд кардинальных усовершенствований для повышения КПД. Так, была введена автоматическая блокировка гидротрансформатора, число ступеней постепенно увеличилось с трехчетырех до пяти-шести, а в последние годы компании Мерседес (Цанрадфабрик), Тойота, Дженерал Моторс перешли на восьмиступенчатые (и, конечно, с блокируемым гидротрансформатором). По сравнению с шестиступенчатыми ГМП это дает (с применением режима «старт-стоп») экономию до 27% – примерно такую же, как ГСУ. В результате по расходу топлива эти ГМП незначительно уступают механическим, что с лихвой компенсируется радикальным облегчением управления и сокращением сроков обучения, а также рядом других преимуществ. Следует отметить, что в последние годы эта тенденция охватила и ГМП для тяжелых грузовых и специальных автомобилей.

Неотъемлемый компонент ГМП – гидравлическая система охлаждения, которая создает соответствующие затраты мощности. Для их исключения за последние десять лет расширяется применение на легковых и легких грузовых автомобилях таких АТ, которые не имеют автономных систем охлаждения. Это АМТ и ДСТ.

АМТ имеют самый высокий КПД (до 95 – 97%). Но у них, как и у обычных неавтоматизированных механических коробок передач, при переключениях ступеней неизбежно происходит разрыв потока мощности. Это отрицательно сказывается на тяговых свойствах и ограничивает применение АМТ на машинах с тяжелыми условиями эксплуатации.

ДСТ («преселекторные» коробки передач) имеют два входных вала (как правило, концентричных), на которых установлены два сухих сцепления (или «мокрых» многодисковых фрикциона), что позволяет организовать переключения ступеней без разрыва потока мощности. Таким образом, они лишены указанного выше недостатка АМТ, сохраняя при этом высокий КПД. Это привело в последние два-три года к значительному росту производства ДСТ с выходом их на развозные и легкие грузовые автомобили. Прогнозируется дальнейшее быстрое расширение их применения в ближайшие годы, особенно в Европе и в Китае.

ГЭМТ в общем случае представляют собой помещенные в общем картере две обратимые электрические машины (мотор-генераторы - МГ) и планетарную или вальную АТ, образующие гибридную многопоточную многорежимную непрерывно-ступенчатую трансмиссию. Применяемые здесь высокофорсированные МГ имеют переменный КПД, зависящий от параметров рабочего режима. На рис. 1 показана зависимость КПД МГ известного автомобиля Тойота Приус модели 2010 г. от скорости и крутящего момента [4].



Рис. 1. Зависимость КПД мотор-генератора ГЭМТ автомобиля Тойота Приус модели 2010 г. от скорости и нагрузки [4].

На графике нанесены кривые равного КПД. Задачей системы управления ГЭМТ является удержание МГ в зоне максимально возможного КПД для любого режима, задаваемого оператором. Видно, что он меняется в широких пределах – от 95% до 60%. (речь не о ГСУ в целом). Примерно такая же картина имеет место и при регенеративном торможении с помощью МГ (рис. 2). Поэтому МГ требуют жидкостного охлаждения. Здесь как раз оказались полезны системы охлаждения ГМП: поместив безкорпусные МГ в общий картер с механизмами АТ, получили в тех же габаритах ГМП гибридную трансмиссию в прямом и переносном смысле, что кардинально решило проблему охлаждения электрических машин ГСУ.



Рис. 2. Зависимость КПД регенеративного электрического торможения от скорости легкового автомобиля [5].

Из изложенного видно, что автоматические трансмиссии являются эффективным инструментом повышения энергоэффективности силовых установок с ДВС.

Список литературы

- Красневский Л.Г. Технологии гибридных силовых установок перспективные технологии производства автомобильной техники // Л.Г. Красневский / Перспективные технологии // под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: Изд-во УО «ВГТУ». 2011. - С. 166 – 186.
- Красневский Л.Г. Новая технология гибридных силовых установок мобильных машин гибридные электромеханические трансмиссии // Л.Г. Красневский / Перспективные технологии // под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: Изд-во УО «ВГТУ». 2013 г. – С. 302 – 317.
- Красневский Л.Г. Состояние и перспективы развития автоматических трансмиссий мобильных машин / Л. Г. Красневский // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. Выпуск 1. - Минск, ГНУ «ОИМ НАН Беларуси», 2012. – С. 115 – 121.
- 4. Evaluation of the Toyota Prius hybrid Synergy Drive // ORNL/TM-2010/253
- 5. Hybrid Electric Vehicle Propulsion System Architectures of the e-CVT Type / John M. Miller // IEEE Transactions on Power Electronics. Vol. 21, NO. 3, May 2006.

ТЕПЛОВОЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВАХ ПРИ ПРОКАТКЕ С ТОКОМ

Мисоченко А.А.¹, Столяров В.В.^{1, 2}

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия, <u>ls3216@yandex.ru</u>

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

В последние время активно развивается научное направление по получению объемных наноструктурных (НС) материалов, свойства которых превосходят крупнозернистые аналоги. Одним из методов создания НС состояния в сплавах является метод интенсивной пластической деформации (ИПД) с использованием импульсного тока [1]. Недавно было показано, что введение тока в процессе прокатки способствует повышению деформационной способности материалов, формированию в них НС состояния и повышению физикомеханических и функциональных свойств [2,3]. Метод основан на электропластическом эффекте [4], природа которого для современных материалов (композиты, сплавы с мартенситными превращениями) изучена недостаточно, а предполагаемые физические механизмы не подтверждены экспериментально. Одним из реальных механизмов, повышающих деформационную способность материалов, могло бы быть тепловое воздействие электрического тока. В этой связи в настоящей работе исследуется влияние химического состава и структурно-фазового состояния на величину теплового эффекта при обработке металлов импульсным током.

Материалами исследования служили сплавы в виде прутков \emptyset 6 мм в крупнозернистом состоянии: Nb-47%Ti для сверхпроводников, Ti_{49,2}Ni_{50,8} для материалов с памятью формы и конструкционный Д16. Исследуемые сплавы подвергались прокатке без тока и с импульсным током до \emptyset 3 мм (деформации e = 1,4) по режиму: плотность тока j =100 A/мм², длительность импульса $\tau = 100-120$ мкс, частота импульсов f = 1000 Гц, скважность Q = 10, скорость прокатки v = 5 см/сек. Тепловой эффект тока определяли на проволочных образцах длиной 30 мм после пропускания импульсного тока в течении t = 2, 3 и 5 сек, при этом с помощью термопары и осциллографа измеряли прирост температуры ΔT . Режим тока соответствовал режиму в процессе предварительной прокатки.

Полученные результаты показали, что в исходных крупнозернистых сплавах с увеличением длительности действия тока от 2 до 5 сек тепловой эффект ΔT в соответствие с законом Джоуля-Ленца закономерно повышается от 30–70 до 60–250 °C для исследуемых материалов (рис. 1*a*, *б*, *в*), при этом максимальный разогрев соответствует сплаву TiNi с наиболее низкой теплопроводностью. Поскольку тепловой эффект в сплавах Д16 и TiNb не превышает 30 °C (при *t* = 2 сек), то он не может объяснить факт многократного повышения деформационной способности в процессе прокатки с током по сравнению с традиционными методами холодной деформации. Следует рассматривать и другие возможные механизмы, например, пондеромоторные силы, скин эффект, образование дискретных бризеров и т.д.

Сравнение пиковых температур в образцах до и после прокатки с током позволило обнаружить зависимость теплового эффекта от фазового состава и степени дисперсности структуры, которая выражена сильнее в сплаве TiNi (рис. 2). Видно, что предварительная деформационная обработка снижает тепловой эффект при дальнейшей обработке током. Этот эффект скорее всего связан с зависимостью теплопроводности от дисперсности структуры: деформированная структура является более дисперсной по сравнению с закаленной (крупнозернистой).



Рис. 1. Тепловой эффект в исходных крупнозернистых сплавах TiNb (*a*), Д16(б) и TiNi (*в*): температурные пики соответсвуют моменту включения импульсов тока с указанной продолжительностью



Рис. 2. Тепловой эффект в сплаве TiNi: 1 – крупнозернистое (недеформированное) состояние; 2 – после прокатки с током (*e* = 1,4)

Выявлена зависимость теплового эффекта от способа прокатки. Так, для сплава Д16 (рис. 3) показано, что предварительная холодная прокатка способствует тому, что сплав в дальнейшем нагревается меньше, чем после предварительной прокатки с током до той же степени деформации. Это согласуется с ранее обнаруженным эффектом релаксационного воздействия тока на структуру при деформировании. После прокатки с током при равных величинах деформации в структуре сплава наблюдаются меньшая степень фрагментации и повышение температуры рекристаллизации по сравнению с холодной прокатко [5].



Рис. 3. Тепловой эффект в сплаве Д16, прокатанном с током (кривая 1) и без тока (кривая 2)

Таким образом, проведенное исследование показало, что тепловой эффект при обработке током зависит от теплопроводящих свойств материала и предварительной обработки. Показано, что в исходном крупнозернистом состоянии тепловой эффект при обработке током по режимам, аналогичным прокатке с током (t =2 c) не превышает 70 °C в сплаве с памятью формы, и вдвое меньше в сплавах Д16 .и TiNb. Обнаружена зависимость теплового эффекта от способа прокатки.

Список литературы

- 1. Столяров В.В., Влияние электроимпульсной обработки на структуру и механические свойства нанокристаллического сплава TiNi с памятью формы, Письма о материалах, т.1, 2011 С. 75-77.
- 2. Меденцов В.Э., Столяров В.В. Особенности деформирования, структура и механические свойства сплава ВТ6 при электропластической прокатке /Деформация и разрушение материалов, 2012, № 12 С. 37-41.
- Potapova A.A., Resnina N.N., and Stolyarov V.V. Shape Memory Effects in TiNi based Alloys Subjected to Electroplastic Rolling / Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 7 – P. 2391-2395.
- 4. Спицын В. И., Троицкий О. А. Электропластическая деформация металлов, «Наука», М., 1985, 160 с.
- 5. Потапова А.А. Структура и свойства конструкционных сплавов на основе TiNi, подвергнутых прокатке с импульсным током: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.09 / Анна Александровна Потапова. – М., 2014. – 16с.

СВЕРХУПРУГИЙ СПЛАВ Ті–22%Nb–6%Zr: РЕНТГЕНОВСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Чеканов С.В., Фесенко В.А., Крымская О.А.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия, yuperl@mail.ru

При использовании рентгеновских методов исследования изучены особенности деформации сверхупругого сплава Ti-22%Nb-6%Zr (ат. %), характеризующегося обратимым образованием мартенсита деформации (МД) при комнатной температуре [1]. Именно в силу этого данный сплав оказывается сверхупругим, то есть обнаруживает способность к обратимой деформации на 1-2 порядка более высокой, чем деформация до условного предела упругости $\sigma_{0,05}$. Рентгеновские методы позволяют проконтролировать обратимость субструктурных изменений в сплаве, связанных с его сверхупругой деформацией. К числу характеристик субструктуры, контролируемых только рентгеновским методом, относится угловая полуширина дифракционных рентгеновских линий, определяемая, согласно теории дифракции рентгеновских лучей [2], искаженностью кристаллической решетки зерен сплава и их фрагментацией на области когерентного рассеяния.

Путем холодной прокатки из сплава Ti–22%Nb–6%Zr была получена фольга толщиной ~0,2 мм. Фольгу отжигали при температуре 700°C и закаливали в воду. Так как исследуемый сплав характеризуется при комнатной температуре образованием МД $\beta \rightarrow \alpha$ ", где аустенитная β -фаза имеет кристаллическую решетку ОЦК, а мартенситная α "-фаза – орторомбическую решетку, отжиг фольги использовали для возможно более полного устранения следов мартенситной фазы, которая могла образоваться в процессе холодной прокатки. Кроме того, рекристаллизация прокатанной фольги, заведомо проходящая при 700°C, значительно благоприятствует образованию в сплаве МД при последующем растяжении образцов [3]. Факт рекристаллизации фольги подтверждается наличием в ней текстуры рекристаллизации, сменившей после отжига текстуру прокатки, типичную для ОЦК фазы (рис. 1).



Рис. 1. Прямые текстурные полюсные фигуры {001} для фольги из сплава Ti-22%Nb-6%Zr: *а* – холодная прокатка до толщины ~ 0,2 мм; *б* – отжиг 700°C + закалка; *в* – снятие нагрузки после деформации растяжением на 3%



Рис. 2. Профили рентгеновской линии (002), измеренные на разных этапах деформации и после снятия нагрузки

Образцы фольги помещали в специальную приставку для рентгеновского дифрактометра BRUKER D8 DISCOVER, где их подвергали растяжению под рентгеновским излучением. Образцы растягивали до $\varepsilon = 3\%$ при непрерывной регистрации рентгеновского спектра с использованием позиционно-чувствительного детектора. Судя по дифракционному спектру, в исходном состоянии образцы фольги состояли только из зерен βфазы, как и предусматривалось предварительной термообработкой. Ha рис. 2 показано изменение профиля рентгеновской линии (002) β-фазы по мере увеличения степени деформации фольги и при снятии нагрузки.

На рис. 3-*а* представлено изменение межплоскостного расстояния $\Delta d/d$ для той же рентгеновской линии при растяжении фольги и при последующем снятии нагрузки. Необходимо отметить, что растяжение фольги проводилось вдоль направления прокатки НП, но запись рентгеновских линий проводилась с перпендикулярного направления НН, так что растяжению решетки вдоль НП соответствует ее сжатие вдоль НН. Поэтому при растяжении образцов регистрируемая величина $\Delta d < 0$, а при снятии нагрузки $\Delta d > 0$.

На рис. 3-*б* показано изменение истинной угловой полуширины β той же рентгеновской линии (002) в результате растяжения образа вдоль НП и при последующем снятии нагрузки. Величина полуширины линии рассчитывалась с помощью программы TOPAS, входящей в программное обеспечение дифрактометра BRUKER.



Рис. 3. Изменение межплоскостного расстояния Δd/d₀₀₁ (*a*) и угловой полуширины рентгеновской линии (002) (*б*) при увеличении степени деформации ε и после снятия нагрузки

В условиях растягивающей деформации рентгеновские линии исходной β -фазы смещаются в сторону повышенных углов Вульфа-Брэгга при увеличении угловых полуширин их профилей вследствие искажений или фрагментации решетки, но при снятии нагрузки и положения линий, и их угловые полуширины возвращаются к своим исходным величинам. Если принимать во внимание, что это происходит после деформации на 3%, то становится очевидно, что в данном случае мы имеем дело со сверхупругостью. Однако, текстура фольги после деформации растяжением не полностью возвращается к своему первоначальному виду. Этот факт означает, что обратимое образование мартенсита деформации α '' свойственно не всем β -зернам.

Регистрируемое положение линии отвечает наиболее вероятной величине межплоскостного расстояния в кристаллической решетке исследуемого образца, а угловая полуширина рентгеновской линии растет с измельчением участков совершенной решетки в отражающих зернах. С повышением степени деформации образца на стадии, предшествующей достижению предела упругости, когда пластическая деформация практически отсутствует, увеличение ширины рентгеновских линий может быть связано только с неоднородностью развития упругой деформации в зернах материала. Следует учитывать, что в любом реальном материале с весьма совершенной кристаллической решеткой всегда имеется определенное количество дефектов, которые будут ответственны за некоторую локальную задержку развития упругой деформации или за некоторое ее запаздывание по сравнению со средним по объему зерна. То же может происходить из-за незначительного варьирования сдвиговых напряжений в зерне, характеризующемся малой взаимной разориентацией отдельных фрагментов. В результате даже до достижения предела упругости абсолютно упругая обратимая деформация образца, связанная исключительно с межатомными сдвигами в решетке, будет приводить к дроблению субструктуры зерна, выражающемуся в различии межатомных и межплоскостных расстояний в пределах различных областей зерна.

При увеличении степени деформации выше соответствующей условному пределу упругости в металле постепенно накапливаются признаки необратимой дислокационной пластической деформации, на что указывает неполный возврат межплоскостных расстояний в фольге, происходящий при снятии нагрузки – на рис. 3 *а* видно, что межплоскостные расстояния после снятия нагрузки остаются ниже исходных.

По мере дальнейшего повышения степени деформации фольги мы вступаем, очевидно, в область, где упругая деформация определяется не механизмом малых обратимых межатомных смещений, а механизмом мартенситного превращения $\beta \rightarrow \alpha$ ". На смену механизмов деформации указывают перегибы на кривых $\Delta d/d$ (ϵ) (рис. 3 *a*) и значительно более заметный перегиб на кривых $\beta(\epsilon)$ (рис. 3 *б*). Явный перегиб на указанных выше кривых появляется при $\epsilon = 2,0\div 2,2\%$, из чего следует, что до достижения этой величины деформации уширение рентгеновских линий обусловлено преимущественно дислокационной модой деформации, тогда как обратимое мартенситное превращение начинает играть основную роль в эффекте сверупругости на более поздних стадиях деформации. В то же время обращает на себя внимание восстановление угловых полуширин рентгеновских линий при снятии нагрузки, происходящее с точностью, соразмеримой с погрешностями дифрактометрической регистрации одного и того же профиля при варьировании режима этой регистрации. Очевидно, фрагментация зерен β -фазы на начальном этапе образования МД, хотя и сопряжена с развитием субструктурной неоднородности, тем не менее является обратимым процессом.

В результате растяжения фольги до $\varepsilon=3\%$ ее текстура претерпевает явные изменения (рис. 1-*б*, *в*), состоящие в частичном перераспределении полюсной плотности между соседними областями прямой полюсной фигуры. Это является следствием неполного восстановления ориентации некоторых фрагментов зерен β -фазы, претерпевших образование МД под воздействием растяжения.

Выводы. В фольге сверхупругого сплава Ti–22%Nb–6%Zr, растянутой под рентгеновским пучком до $\varepsilon = 3\%$, при снятии нагрузки происходит возврат межплоскостных расстояний при остаточной величине $\Delta d/d \approx 10^{-3}$ и практически полное восстановление угловой полуширины рентгеновских линий. Исходная текстура фольги после снятия нагрузки восстанавливается лишь частично, что свидетельствует о неполной обратимости мартенситного превращения в некоторых зернах.

Список литературы

- 1. Jae Il Kim et al. Materials Transactions, Vol. 47, No. 3 (2006) pp. 505-512
- 2. Русаков А.А. Рентгенография металлов/ М.: Атомиздат, 1977, 480 с.
- 3. Рекристаллизация металлов и сплавов. Под ред. Хесснера Ф. /М.: Металлургия, 1982 352 с.

ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА ДЕФОРМАЦИЮ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, ОБУСЛОВЛЕННУЮ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В., Губанова В.О., Плужников С.Н.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, <u>feodorov@tsu.tmb.ru</u>

Аморфные металлические сплавы на основе кобальта и нанокристаллические сплавы на основе железа являются перспективными материалами нового поколения.

Эксперименты проводили на ленточных аморфных металлических сплавах (AMC) на основе кобальта (содержание кобальта от 70 до 86%) и на нанокристаллическом сплаве на основе железа (содержание железа 80%). Размеры образцов 40х3,5х0,02 мм. Все сплавы получены методом спиннингования. Одноосное растяжение образцов производилось на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 при одновременном воздействии импульсного электрического тока длительностью $\tau = 5$ мс и плотностью тока $j = 10^8 - 10^9$ A/м². Пропускание электрического тока сопровождается сбросом механического напряжения, который фиксируется на диаграммах нагружения. Предварительный отжиг образцов осуществляли в печи SNOL – 8.2/1100 при температурах 300°C, 350°C и 400°C в течение 15 минут.

Исследовано влияние агрессивных сред на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов при воздействии импульсного электрического тока. В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H₂S и NACE + 400 мг/л H₂S, а также 20% раствор серной кислоты. Выдержка образцов в среде NACE составляла 24 часа, в растворах серной кислоты – 40 минут. Установлено, что характер деформации образцов АМС, выдержанных в растворах NACE не отличается от характера деформации образцов в исходном состоянии. В тоже время воздействие растворов NACE вызывает в нанокристаллическом сплаве на основе Fe возрастание величины сброса механического напряжения, вызванного пропусканием импульсного тока плотностью $j \ge 10^9$ A/м² на $\Delta \sigma \approx 10\%$ по отношению к образцам этого же сплава, но без выдержки в растворах NACE (рис. 1*a*). Величина сброса механического напряжения в нанокристаллических образцах не зависит от концентрации растворов NACE, использованных в работе. Экспериментально установлено, что после выдержки в 20 % растворе серной кислоты в аморфных сплавах на основе Со, значения сбросов механического напряжения, вызванных пропусканием импульсного тока, уменьшается на ~ 20%, в сравнение с величиной сбросов в образцах в исходном состоянии (рис. 1б,в).

Отмечено, что после комбинированного воздействия растворов NACE и импульсов электрического тока изменяется предел прочности материалов. Так, например, после воздействия растворов NACE и 4 импульсов электрического тока плотностью ~ 10^9 A/m² модуль Юнга во всех исследуемых сплавах практически не изменяется, а предел прочности уменьшается на ~40 %.

Проведены рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования поверхности образцов и их структурного состояния. На дифрактограммах не отмечено каких-либо изменений. Для аморфных сплавов сохраняется характерное гало, в нанокристаллическом сплаве наблюдается полное совпадение дифракционных максимумов. Обнаружено, что среда NACE вызывает на поверхности нанокристаллического сплава окислительные реакции, в результате которых образуются оксиды железа в виде пленки толщиной ~1 мкм (рис. 2*a*). Об образовании оксидов, также свидетельствуют результаты исследования элементного состава образцов аморфных и нанокристаллического сплавов, которое показало, что выдержка в растворах приводит к появлению в составе атомов кислорода. В аморфных сплавах его концентрация ~1%, а в нанокристаллическом – более 2,5 %. 20% раствор серной кислоты вызывает образование на поверхности сульфатных образований (рис. 2δ).



Рис. 1. Зависимость величины сброса механического напряжения от плотности тока в сплаве: а) АМАГ-200 для образцов, выдержанных в растворе NACE + 100 мг/л H₂S -1 и NACE + 100 мг/л H₂S -2; без воздействия среды NACE -3; б) АМАГ-172; в) АМАГ-180; (1 - в исходном состоянии, 2 – после выдержки в 20% растворе серной кислоты).



Рис. 2. Оксидная пленка на поверхности нанокристаллического сплава АМАГ-200 после воздействия растворов NACE (*a*); сульфатные образования на поверхности АМАГ -180 после воздействия 20% раствора серной кислоты (б)

Образовавшаяся в результате выдерживания в растворах NACE оксидная пленка на поверхности нанокристаллического сплава снижает теплоотдачу материала. В результате этого, пропускание импульсного тока вызывает больший нагрев образца, что увеличивает сброс механического напряжения. На поверхности аморфных сплавов после выдерживания в среде NaCE подобной пленки не наблюдается, вследствие этого нагрев образца не изменяется, и значения величины сбросов механического напряжения остаются прежними.

При изучении наводороженных в растворе NaCE образцов было установлено, что на поверхности образуются структуры, состоящие из частиц соли NaCl. На рис. 3 представлены структурные новообразования в виде дендрита (рис. 3a) и кольца (рис. 3b), появляющиеся на поверхности отожженных образцов после наводороживания. Размеры выделившихся частиц лежат в пределах от 10 нм до 700 нм.

В результате отжига в сплавах начинаются процессы кристаллизации, протекающие как на поверхности, так и внутри материала. Упорядоченное расположение кристаллов NaCl, наблюдаемое на поверхности указывает на наличие в объеме материала центров кристаллизации, а также показывает направление её развития. В этих местах растет кристалл в толще материала, и соль осаждается по форме растущих металлических кристаллов.



Рис. 3. Морфологические особенности поверхности отожженных образцов подверженных действию водородосодержащей среды: a – выделение частиц NaCl, образующее разветвленную дендритообразную ветвь; δ – фрагмент участка разветвленной дендритообразной ветви; e – выделение частиц NaCl, образующее кольцеобразную фигуру.

Различия значений сбросов механического напряжения в наводороженных и ненаводороженных образцах связаны с действием водорода. Водород, имея способность быстро диффундировать в кристаллическую решетку многих материалов, в случае аморфных металлических сплавов заполняет свободный объем. Наводороживание образцов аморфных металлических сплавов приводит к изменению их свойств, что связано с охрупчивающим действием водорода – водородной хрупкостью.

Таким образом, экспериментально установлено, что импульсное токовое воздействие вызывает сброс механического напряжения в образцах металлических стекол. Величина сброса возрастает на ~10% при наводороживании нанокристаллического сплава и уменьшается на ~20% в образцах аморфных сплавов, выдержанных в кислотной среде.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-01-04553-а) и гос. задания (проект№2476).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВОВ В ПЕРЕМЕННОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, gwert1009@mail.ru

Аморфные металлические сплавы или металлические стекла обладают рядом уникальных физико-механических свойств, таких как высокая прочность, коррозионная и радиационная стойкость и др. Они представляют большой интерес для промышленного использования и могут работать в экстремальных условиях.

Цели работы: 1. Исследовать деформационное поведение аморфного и нанокристаллического металлических сплавов в исходном состоянии при комбинированном воздействии переменного температурного поля и постоянной нагрузки, а также провести аналогичные исследования для отожженных образцов; 2. Рассмотреть влияние нагрева на состояние поверхности аморфных и нанокристаллического сплавов в воздушной среде.

Материалы и методика исследования

В экспериментах использовались аморфные металлические сплавы на основе кобальта и нанокристаллический сплав на основе железа, элементный состав которых представлен в табл. 1.

Вид сплава	Co %	Fe %	Ni %	Si %	Mn%	B%	Cr %	Cu %	Nb %
АМАГ-170	70,42	4,7	10,46	9	2,1	2	1,3	-	-
АМАГ-179	78,1	3,31	8,19	5,48	1,61	2	1,31	-	-
АМАГ-180	78,65	4,03	4,73	7,22	1,88	2	1,49	-	-
АМАГ-183	82,69	2,21	-	7,77	4,19	2	1,14	-	-
АМАГ-186	85,41	2,27	-	5,15	4,07	2	1,1	-	-
АМАГ-200	-	80,2	-	8,25	-	-	-	1,5	10,1

Таблица 1. Элементный состав сплавов

Объектами исследования служили ленточные образцы размером 55×3,5×0,02 мм. Образец, вместе с закрепленным грузом помещался в печь и нагревался в температурном интервале от 300 до 1200 К. Скорость нагрева линейна и составляла ~ 1 К/с. Температура образца фиксировалась лазерным пирометром Testo-845. Удлинение образцов измерялось триангуляционным датчиком. Для определения кристалличности структуры выполнялись рентгенографические исследования на дифрактометре Rigaku Ultima IV. Предварительный отжиг лент производился в печи при температуре 673 К, в течении 10 мин, в воздушной среде.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Ползучесть аморфных и нанокристаллических сплавов в воздушной среде. Экспериментально установлено, что при нагреве образцы аморфных сплавов деформируются неоднородно. На кривых ползучести для всех исследуемых аморфных сплавов наблюдаются участки скачкообразной деформации (рис. 1).



Рис. 1. Кривые удлинения образцов от времени воздействия для металлических сплавов на основе: *a*) аморфный 85% Со, δ) нанокристаллический 80% Fe. На вставках представлены увеличенные участки кривых

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии были установлены температуры кристаллизации сплавов ($T_{\rm kp}$), что позволило сопоставить значения этой температуры с промежутками скачкообразной деформации. Экспериментально установлено, что деформационная неоднородность возникает преимущественно вблизи пиков завершенной кристаллизации сплавов. Рентгенографические исследования лент показали, что при температурах до 600 К наблюдается аморфное гало, выше 600 К наблюдаются пики кристаллизации (рис. 2). Таким образом, скачки пластической деформации, наблюдаемые в экспериментах, по-видимому, связаны с температурой кристаллизации.



Рис. 2. Дифрактограммы сплава АМАГ-180 при: *a*) *T*= 300 K, *б*) *T* = 773 K

Разрушение аморфных и нанокристаллического сплавов. Отмечено, что образцы на основе кобальта разрушаются вязко [1] и в местах разрыва вытягиваются, образуя волнообразный рельеф. Образцы нанокристаллического сплава на основе железа разрушаются хрупко. Установлено, что при испытаниях на ползучесть в температурном поле образцы гофрируются.

Влияние предварительного отжига на процесс ползучести в температурном поле. Эксперименты показали, что предварительный отжиг исследуемых лент на основе кобальта и железа приводит к деформации без возникновения скачков. Однако при этом на кривых ползучести аморфных образцов обнаружены затухающие колебания, представленные на рис.3.



Рис. 3. Кривая ползучести предварительно отожженного сплава: АМАГ-179.



Рис. 4. Фотография образца АМАГ-186 прошедшего испытание на ползучесть. Стрелками отмечены линия разрыва ленты и контур незавершенного плавления.

Это может быть связано с уменьшением структурной вязкости и образованием локализованных полос сдвига, возникновение которых проявляется в кобальтовых сплавах виле упругих колебаний с меньшей жесткостью. В качестве иллюсмеханизма возникнотрации вения областей локализованного течения на рис. 4 представлен вид ленты. присутствием области незавершенного плавления.

Фурье-анализ колебаний деформации ползучести показывает что их частота совпадает с собственной частотой колебаний образца. Кривые термической деформации нанокристаллических сплавов сохраняют монотонность на всем интервале нагрева. Установлено, что поверхность отожженных лент окисляется сильнее и распределение очагов термического питтинга более равномерное, нежели чем у лент, не подвергавшихся предварительному отжигу. Это, по-видимому, связанно с наличием исходных центров кристаллизации в отожженных образцах. Максимальная глубина очагов окисления достигает

величины равной толщине образца. У образцов без предварительного отжига происходит образование расплавов и уменьшается площадь поперечного сечения, что приводит к увеличению нагрузки на оставшуюся (недеформированную) часть ленты. В результате образец резко удлиняется. При предварительном отжиге, окисление поверхности сплава происходит равномерно, поэтому образование расплавов протекает без скачков. Таким образом, окисление образцов связано с кристаллизацией аморфной матрицы и может являться дополнительным источником возникновения неоднородной деформации.

Выводы

- Процесс ползучести аморфных металлических сплавов в температурном поле является неравномерным. Наблюдаются скачки деформации, связанные с образованием локализованных областей плавления и сдвига;
- 2. Предварительный отжиг приводит к увеличению вязкости структуры сплавов. Это проявляется в виде колебаний на кривых ползучести;
- 3. Окисление влияет на количество концентраторов напряжения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-01-04553-а) и гос. задания (проект№2476)

Список литературы

1. Яковлев А.В., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Зайцев С.А., Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Буланкин А.С. Влияние нагрева и деформации на механические свойства аморфных и нанокристаллических металлических сплавов на основе Со и Fe // Вестник ТГУ. Серия Естественные и технические науки. 2012. №17. С. 144-146.

ПОВЕДЕНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕЩИНЫ СКОЛА В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА НЕЁ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

Федоров В.А., Карыев Л.Г., Занина А.П.

ТТУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия <u>feodorov@tsu.tmb.ru</u>

В работах [1-3] приведены результаты исследований поведения поверхностей трещины скола во фтористом литии в условиях термоэлектрического (ТЭВ) воздействия на неё. Силовые линии электрического поля ориентированы перпендикулярно поверхностям трещины. Вскрыты механизмы, ответственные за изменение структуры поверхностей трещины и её залечивание.

Данная работа посвящена исследованию поведения поверхностей трещины скола в условиях ТЭВ, когда силовые линии электрического поля ориентированы параллельно плоскостям последней (рис. 1).



Рис. 1. Схема экспериментальной установки. 1 – образец; 2 – электроды; 3 – искусственно введенная трещина скола

поверхности трещины областями кристалла.

В этом случае поверхности, ограничивающие трещину, будут подвержены воздействию поверхностных ионных токов. В экспериментах отмечено появление на поверхностях трещины новой фазы в виде желеобразных новообразований (рис. 2 a) и участков восстановления сплошности, находящихся в области между электродами (рис. 2δ).

Ионный ток в приповерхностных областях, охватывающих русло трещины, превышает значение тока в объёме кристалла, при прочих равных условиях, что обусловливает неравноценный нагрев поверхности и объёма образца и, как следствие, неодинаковую величину термического расширения поверхностных слоев в сравнении с удаленными от

Этот процесс имеет нарастающий характер – с течением времени увеличивается сила поверхностного тока, вызывая, в свою очередь, более интенсивную диффузию положительных ионов к поверхностям трещины. Повышенная концентрация положительных ионов в приповерхностных областях вызывает нарушение стехиометрического состава кристаллов LiF, что приводит к образованию желеобразного вещества - новой фазы вида [(A⁺B⁻) A⁺].



Рис. 2. Кристаллы LiF *a*) новая фаза на поверхностях трещины *б*) участок трещины (отмечен стрелкой) с восстановленной сплошностью

Таким образом, пропускание ионного тока вдоль поверхностей трещины в ионных кристаллах приводит к неравномерному нагреву кристалла, инициированию направлений диффузии к поверхности трещины катионов и примесей. В следствие этого, происходит нарушение стехиометрического состава кристалла, вызывающего зарождение новой фазы, перемыкающей в отдельных участках берега трещины. При последующей кристаллизации новой фазы имеет место восстановление сплошности кристалла.

Список литературы

- 1. Федоров В.А., Карыев Л.Г., Стерелюхин А.А., Мексичев О.А. Изменения поверхности щелочногалоидных кристаллов под действием электрического поля при нагреве. // Материаловедение. 2005. №6(99). С. 40-42.
- 2. Федоров В.А., Карыев Л.Г., Иванов В.П., Николюкин А.Н. Поведение поверхностей скола щелочногалоидных кристаллов в электрическом поле при одновременном нагреве. // Физика твёрдого тела. – 1996. Т. 38 №2. С. 664 -666.
- 3. Иванов В.П., Карыев Л.Г., Федоров В.А. Залечивание трещин в щелочногалоидных кристаллах ионным током. // Кристаллография. 1995. Т.40, №1. С. 117-121.

ОСОБЕННОСТИ ТОПОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИН СПЛАВА Fe-Si И ПЛАСТИН ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Федоров В.А., Кузнецов П.М.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия, <u>feodorov@tsu.tmb.ru</u>, <u>kuznetsov1985@list.ru</u>

Для практического применения лазерных технологий интерес представляет воздействие импульсных энергетических потоков на тугоплавкие металлы. Это необходимо для формирования заданных свойств поверхности (например, изменение шероховатости). Поэтому, целью работы было исследование топологических особенностей рельефа молибдена, вольфрама после воздействия на поверхность лазерного излучения и сравнение с топологией поверхности не тугоплавкого металла – сплава Fe–Si.
В экспериментах использовали пластины монокристаллов вольфрама и молибдена, а также поликристаллического сплава Fe–Si [1] (Si ~3,4%) толщиной 0,25 мм, приготовленные как металлографический шлиф. В качестве источника лазерного излучения использовали установку с активным элементом на основе иттрий-алюминиевого граната ($\lambda = 1,064$ мкм). Топологические исследования поверхности после воздействия лазерного излучения проводили на бесконтактном профилометре Wyko NT 9080 (Bruker AXS) (длина волны излучения $\lambda \sim 670$ нм).

Результат облучения сплава Fe-Si представлен на рис. 1. В качестве типичного примера волнового рельефа выбран кратер, полученный при облучении поверхности с плотностью мощности $1,7\cdot10^5$ BT·см⁻². Здесь показана часть кратера (рис. 1*a*) и его профилограмма (рис. 1*б*). Формирование рельефа в кратере, как видно из рис. 1 *б*, имеет три характерные области: I. область стабилизации поверхности, здесь формирование волн не происходит; II. область экспоненциального роста волн; III. область нелинейного роста волн. Наличие таких областей характеризует поверхность расплава, как нелинейную среду – усилитель. В области нелинейного роста волн наблюдается разделение волны на две отдельные. Это может быть связано с появлением вторичных неустойчивостей при превышении амплитуды исходной волны критического значения, что связано с разностью их фазовых скоростей.



Рис. 1. Вид части кратера сплава Fe-Si после воздействия лазерного излучения (*a*); профилограмма кратера (б).



Рис. 2. Топология поверхности молибдена при облучении лазерным излучением с плотностью мощности 2,64·10⁵ Вт·см⁻² (*a*); профилограмма части поверхности кратера (δ)

Топологические особенности разрушения поверхности тугоплавкого металла – молибдена, представлены на рис. 2а. Образуется волновой рельеф с периодом ~ 10 мкм. В центре кратера формируется «выброс» вещества расплава (характерное увеличение высоты в центральной части кратера). По-видимому, это связано с объемными колебаниями ванны расплава. Как видно из представленной профилограммы кратера (рис. 26), отличительной особенностью, полученного рельефа, является отсутствие области стабилизации. Развитие волнового рельефа начинается непосредственно на «выбросе» в центральной части кратера. Формируются только две области пространственного развития волнового рельефа – область экспоненциального и нелинейного роста. Отсутствие области стабилизации, по-видимому, связано с колебаниями вершины «выброса». Аналогичная топология наблюдается на поверхности монокристалла вольфрама. Появление подобных волн на поверхности расплава можно объяснить действием силы Марангони (появлением термокапиллярной неустойчивости), возникающей на поверхности неоднородно нагретой жидкости. Сила Марангони зависит от градиента температуры и коэффициента термокапиллярности, который для большинства металлов отрицателен, поэтому перемещение возмущения (волн) происходит в радиальном направлении от центральной части расплава. Это также приводит к росту амплитуды возмущения (волны) в зависимости от расстояния до центра кратера. Таким образом, обнаружены три области пространственного развития волнового рельефа в сплаве Fe-Si, на поверхности тугоплавких металлов присутствуют только две области. Появление волн на поверхности расплава связано с появлением термокапиллярной неустойчивости.

Список литературы

1. Федоров В.А., Кузнецов П.М., Яковлев А.В. Формирование рельефа на поверхности сплава Fe – Si в зоне воздействия лазерного излучения // Физика и химия обработки материалов. – 2013. – №1. – С. 24-28.

МОНОКРИСТАЛЛЫ Cu-Al-Ni C ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ПРИВОДОВ

Аверкин А.И.¹, Зограф Г.П.¹, Тимашев Р.Б.¹, Малыгин Г.А.¹, Якушев П.Н.¹, Пульнев С.А.¹, Николаев В.И.^{1,2}

¹ ФТИ им А.Ф. Иоффе, 194021, Санкт-Петербург, ² Университет ИТМО, AndreyAverkin@mail.ru

Введение

Сплавы с эффектом памяти формы, благодаря своим уникальным функциональным свойствам широко применяются в различных областях техники, медицины и пр. В [1] группой авторов совместно с ЦНИИ РТК были созданы робототехнические устройства с приводами на основе монокристаллов Cu-Al-Ni, разработаны физические и конструкционные принципы их работы. Незаменимые в ряде случаев такие устройства имеют один существенный недостаток - это быстродействие. В работах [2, 3] нами было обнаружено, что восстановление деформации памяти формы (ПФ) в монокристаллах Cu-Al-Ni и Ni-Fe-Ga-Co при обратном мартенситном превращении может протекать по различным механизмам, диапазон скоростей при этом может отличаться до 8 порядков. В данной работе исследован один из факторов, влияющих на кинетику восстановления деформации памяти формы - величина предварительной деформации.

Материал и экспериментальная методика

Цилиндрические образцы монокристаллического сплава Cu–13.6 wt.% Al–4.0 wt.% Ni диаметром 5 mm и высотой 7 mm были закалены от 1220 K в воду и затем отожжены в течении 1 h при температуре 373 K. После этого образцы подвергались деформации сжатия вдоль оси [100]_β со скоростью 10^{-4} s⁻¹ в испытательной машине Instron 1342 при температуре 293 K. Для исследования возврата деформации при обратном мартенситном превращении использовалась установка с лазерным измерителем скорости деформации на основе интерферометра Майкельсона. Для восстановления деформации образцы нагревались с со скоростью 2 К/min, при этом скорость деформации фиксировалась как функция времени и температуры. Подобные зависимости исследовались для образцов, деформированных до различных значений предварительной деформации.

Результаты эксперимента и обсуждение

го нагружения.

На рис. 1 приведена диаграмма сжатия образца исследуемого сплава до полной деформации памяти формы. Особенностью данной диаграммы нагружения является длительный участок слабого разупрочнения, на фоне которого отмечаются спады (провалы) напряжения, включая резкие, при деформациях ПФ приближающихся к предельным (для данных образцов максимум $\varepsilon_s \sim 8,8\%$). Такое поведение объясняется перестройкой структуры мартенсита под нагрузкой. Первый спад, при $\varepsilon_s \sim 3-6\%$, вероятно, связан с раздвойникованием β'_1 (18R) мартенсита, второй, при деформациях $\sim 8\%$, наиболее резкий, соответствует процессу образования объемных (сравнимых с объемом образца) доменов γ'_1 (2H) мартенсита [3]. Учитывая эти особенности, на диаграмме, можно выделить три области задания деформации: 1 – деформации до первого «провала» на диаграмме $\delta - \varepsilon$, 2 – до зоны интенсивных скачков (сбросов) напряжения деформирования, 3 –зона скачков напряжения до максимальной деформации памяти формы и начала последующего упруго-



Рис. 1. Три области деформаций на диаграмме сжатия образцов сплава Cu-13.6 wt.% Al-4.0 wt.% Ni с ЭПФ.



Рис. 2. Зависимость скорости восстановления деформации ПФ от величины возвращенной деформации ПФ и температуры для области 2, ε₀= 6.3%.

Результаты измерения скорости восстановления деформации выявили, что для области 1 восстановление протекает в диапазоне температур от 312 К до 346 К и происходит плавно со скоростями, не превышающими $2*10^{-5}$ с⁻¹. В области 2 процесс восстановления формы происходит в целом со столь же небольшими скоростями, но появляются отдельные скачки деформации, т.е. кратковременное возрастание скорости восстановления ПФ. При этом вероятно, объемной доли метастабильной фазы γ_1' мартенсита ответственной за скачки деформации в кристалле еще недостаточно.



Рис. 3. Зависимость скорости восстановления деформации ПФ от величины возвращенной деформации ПФ и температуры для случая взведения, соответствующего области 3 на рис. 1

В области 3 большая часть деформации ПФ восстанавливается практически мгновенно (за время порядка десятых микросекунды) и лишь небольшая часть деформации (~0.65%) со скоростями менее $2*10^{-5}$ с⁻¹. Наличие такого плавного участка свидетельствует о том, что даже при максимальных деформациях ПФ в образцах наряду с γ_1' фазой остается доля β_1' мартенсита.

По представленным данным сделана нижняя оценка доли объемной метастабильной фазы необходимой для проявления взрывоподобного восстановления деформации памяти формы. Для этого достаточно наличия ее в объеме образца ~2.5*10⁻³%.

Список литературы

- 1. С.А. Пульнев, В.И. Николаев, А.А. Прядко, А.В. Рогов, А.В. Чикиряка, С.П. Никаноров // Известия РАН. Серия Физическая, 2009, том 73, Н. 10, С. 1482-1485
- В.И. Николаев, П.Н.Якушев, Г.А.Малыгин, С.А. Пульнев // Письма в ЖТФ, 2010. Т. 36. В. 19. С. 83–90
- В.И. Николаев, П.Н. Якушев, Г.А. Малыгин, А.И. Аверкин, А.В. Чикиряка, С.А. Пульнев // Письма в ЖТФ, 2014, том 40, В. 3. С. 57–63

СМАЗОЧНОЕ ДЕЙСТВИЕ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ ХОЛЕСТЕРИНА ПРИ ТРЕНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Ермаков С.Ф.¹, Мышкин Н.К.¹, Рыбаков А.А.²

¹ Институт механики металопоимерных систем НАН Беларуси, Гомель, Республика Беларусь; <u>erm-s@yandex.ru</u>

²ОАО «Завод горного воска», г.п. Свислочь, Республика Беларусь

Разработка новых эффективных смазочных материалов (СМ) является одним из путей повышения долговечности узлов трения и снижения энергоемкости современной техники [1]. Опыт показывает, что важную роль при этом играют жидкокристаллические соединения холестерина (ЖКСХ). Действительно, согласно работам [1–2], добавки в СМ ЖКСХ, склонных к планарной ориентации на опорных поверхностях, обусловливают снижение трения смазанных поверхностей твердых тел и повышение нагрузочной способности трибосопряжений. Можно предположить, что данный эффект достигается вследствие реализации в зоне трения мезоморфного состояния СМ, для которого характерно упорядоченное ориентированное расположение молекул как мезогенной добавки, так и смазочной среды и эффективность смазочного действия при таких условиях будет зависеть от содержания ЖКСХ в СМ.

С целью подтверждения этого предположения триботехнические испытания осуществляли на машине трения СМТ-1, по схеме "вал — частичный вкладыш". Тела пары трения изготавливали из стали 45: шероховатость поверхности $R_a = 0,64\div0,35$ мкм (вал) и 1,40÷1,50 мкм (вкладыш). В качестве смазочной среды использовали вазелиновое масло (ВМ, ГОСТ 3164—72), в которое вводили ЖКСХ, имеющее жидкокристаллическую фазу при комнатной температуре и сохраняющее ее до 345–359 К (ТУ-6-09-06-1065-82). Концентрацию ЖКСХ в ВМ варьировали от 0,5 до 100 мас.%. Исследование СМ проводили при скорости скольжения v = 0,5 м/с и нагрузке p = 3,5 МПа.

Время, через которое наступает установившийся режим трения в паре, определяли путем нахождения точки перегиба на экспериментальных временных зависимостях коэф-

фициентов трения в зоне контакта в моменты их снижения и перехода к стабильному режиму трения.

В таблице приведены значения времени, через которое наступает установившийся режим трения в исследуемых парах для СМ с различным содержанием ЖКСХ, а также величины коэффициента трения и температуры в зоне контакта при установившемся режиме фрикционного взаимодействия.

Состав СМ	Время до начала установившегося режима трения <i>t</i> , кс	Коэффициент трения <i>f</i>	Температура в зоне трения <i>T</i> , K
1. BM	-	0,130	370
2. BM + 0,5 мас.% ЖКСХ	73,3	0,030	316
3. BM + 1,0 мас.% ЖКСХ	62,1	0,030	316
4. BM + 5,0 мас.% ЖКСХ	50,4	0,025	313
5. BM + 7,5 мас.% ЖКСХ	33,3	0,020	308
6. BM + 9,0 мас.% ЖКСХ	25,2	0,020	308
7. ЖКСХ	0	0,020	308

Зависимость триботехнических характеристик пары трения сталь 45–сталь 45 от содержания ЖКСХ в ВМ

Примечание. p = 3,5 МПа.

Анализ полученных результатов показывает, что при введении ЖКСХ в ВМ наблюдается снижение коэффициента трения и температуры в зоне контакта, но в зависимости от содержания ЖКСХ это происходит за различные промежутки времени от начала взаимодействия.

Как следует из таблицы, увеличение концентрации ЖКСХ в СМ приводит к сокращению времени до начала снижения коэффициента трения и температуры в области динамического контакта.

Если для ВМ без добавки ЖКСХ (состав 1) не наблюдается изменения коэффициента трения и температуры в зоне трения, то при смазывании индивидуальным ЖКСХ, т. е. при 100%-ном его содержании в смазочной жидкости (состав 7), время, через которое происходит снижение этих триботехнических характеристик, практически равно нулю.

Была изучена кинетика изменения микрогеометрии контактирующих поверхностей при трении в ВМ с добавками ЖКСХ. Установлено, что топография стальных поверхностей в начальный период фрикционного взаимодействия претерпевает существенные изменения и стабилизируется в установившемся режиме трения. Исследования микрошероховатости поверхностей контактирующих тел до и после трения показали, что средняя высота микронеровностей изменяется в зависимости от продолжительности фрикционного контакта и концентрации ЖКСХ в СМ. Было установлено, что при высоких концентрациях ЖКСХ высота микронеровностей практически не изменяется. Наибольшие изменения имеют место при малых концентрациях ЖКСХ.

Полученные результаты свидетельствуют, что низкое трение в исследуемой паре реализуется лишь при достижении определенных значений параметров микрорельефа, характерных для каждого состава СМ (с добавкой ЖКСХ). При этом отмечено, что топография образцов, трущихся в таких СМ, характеризуется появлением плосковершинного, с множеством мелких впадин, микрорельефа на поверхностях трения. Очевидно, что такой микрорельеф приводит к низким контактным напряжениям в зоне трения (фактическая площадь контакта увеличивается) и, как следствие, к уменьшению тепловыделения и деформационных потерь при динамическом контакте, что и наблюдается экспериментально.

Если предположить, что низкое трение достигается при условии образования на поверхностях трения смазочной пленки, обладающей жидкокристаллической структурой, то при низких концентрациях ЖК, по-видимому, вероятность образования такой пленки, исключающей взаимодействие микронеровностей, мала. Причиной этому может быть: а – низкая концентрация ЖК в СМ; б – ограниченная адсорбция молекул ЖК на поверхностях трения; в – относительно большая высота микронеровностей поверхностей трения.

В таких условиях на начальном этапе фрикционного взаимодействия изменение микрорельефа поверхностей трения происходит в результате взаимодействия микронеровностей. При этом микрорельеф может изменяться как за счет передеформирования микровыступов, так и за счет их изнашивания. Металлический контакт при передеформировании микронеровностей не достигается, т. к. он, по-видимому, предотвращается молекулами масла и ЖК, расположенными в субмикровпадинах на склонах микровыступов поверхностей трения. Это предположение основано на том, что при описанных выше условиях испытаний не наблюдалось случаев заедания пар трения и катастрофического изнашивания. Коэффициент трения при изменении топографии поверхности относительно высокий. Он снижается, когда микрорельеф поверхностей трения становится таким, что при данном содержании ЖК возможно образование сплошной смазочной пленки из молекул ЖКСХ, исключающих непосредственное контактирование микронеровностей поверхностей трения. В этом случае скольжение происходит в слое ЖК. Профилометрирование поверхностей трения после динамического контакта в СМ с ЖК-присадкой свидетельствуют об образовании сглаженного микрорельефа с микронеровностями меньшего порядка, чем при использовании СМ без ЖК. Более детальные исследования, проведенные на СТМ, показали, что при введении ЖК-присадки в ВМ происходит формирование микронеровностей меньшего размера (рис. 1).



Рис. 1. СТМ-изображения (10×10 мкм) (*a*, *б*) и профили (*в*, *г*) поверхностей трения стальных образцов после работы в среде ВМ без добавки (*I*) и с добавкой (*II*) ЖКСХ

Видно (рис. 1), что для СТМ-профиля образца, работавшего в среде чистого ВМ (рис. 1, *a*), характерна одноуровневая организация микрорельефа с периодом $\approx 0,3 \div 1,0$ мкм и высотой выступов $\approx 5 \div 10$ нм. В то же время на профиле поверхности, работавшей в ВМ с ЖК-присадкой (рис. 1, δ), отчетливо видна двухуровневая организация, где на микрорельеф с периодом ≈ 8 мкм и высотой ≈ 15 нм накладывается субмикрорельеф с параметрами $\approx 0,3 \div 0,5$ мкм и $\approx 1 \div 3$ нм соответственно. Сопоставление результатов СТМ-анализа с экспериментальными данными, полученными методом профилометрии показывает, что на рис. 1, δ имеет место субмикрорельеф отдельных выступов плосковершинного микрорельефа.

По нашему мнению, на начальном этапе фрикционного контакта происходит изменение микрорельефа поверхностей трения в основном за счет передеформирования микронеровностей, непосредственный контакт которых предотвращается молекулами ЖК, расположенными, как уже отмечалось, во впадинах субмикрорельефа [2]. В результате такого постепенного дозированного и регулируемого действием молекул ЖКСХ, изнашивания образуется плосковершинный микрорельеф поверхностей трения. После этого, становится возможным при данной концентрации ЖКСХ формирование их молекулами сплошной смазочной пленки, что и приводит к снижению коэффициента трения, т. к. сдвиг начинает реализоваться в самой пленке (молекулы скользят относительно друг друга).

Список литературы

- 1. Kolesnikov, V.I. Thermoinduced Effect of Reversible Lubricating Ability of Cholesteric Liquid-Crystalline Nanomaterials in Friction of Solids / V.I. Kolesnikov, N.K. Myshkin, S.F. Ermakov, A.P. Sychev // Doklady Physical Chemistry, 2014. – Vol. 457, Part 2, pp. 123-126.
- 2. Ермаков, С. Ф. Трибология жидкокристаллических материалов и систем/ С. Ермаков Мн: Беларуская навука, 2012. 380 с.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННОГО АВТОКЛАВНОГО ЯЧЕИСТОГО БЕТОНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРТЛАНДЦЕМЕНТА

Мечай А. А., Мисник М. П., Гарабажиу А. А., Пенязьков О. Г.*, Колпащиков В. Л.*

БГТУ, Минск, Беларусь, <u>AA_M@tut.by</u> *ИТМО, Минск, Беларусь

В строительном комплексе Республики Беларусь автоклавный ячеистый бетон прочно занимает одно из ведущих мест как универсальный материал, который обеспечивает современное качество и конкурентоспособность строительной продукции.

После введения с 2010 г. повышенных нормативных показателей сопротивления теплопередаче ограждающих конструкций (для наружных стен $R_{\rm T\ hopm} = 3.2 \ {\rm m}^{2.\circ}{\rm C/BT}$, для совмещенных покрытий, чердачных перекрытий и перекрытий под проездом $R_{\rm T\ hopm} = 6.0 \ {\rm m}^{2.\circ}{\rm C/BT}$) ячеистый бетон с учетом объемов его производства и качества изделий остался практически единственным строительным материалом в стране, обеспечивающим выполнение нормативных требований строительной теплотехники без применения других эффективных теплоизоляционных материалов. В соответствии с принятой в стране программой по энергосбережению с 2015 года 60% жилья должно вводиться в энергосберегающем исполнении, что требует обеспечения термического сопротивления стен $R_{\rm T\ hopm} = 6 \ {\rm m}^{2.\circ}{\rm C/BT}$. Получить такие показатели для стен из ячеистого бетона плотностью 400–500 кг/м³ затруднительно. Для этого необходимо использовать конструкционно-теплоизоляционные ячеистые бетоны пониженной плотности.

Снижение плотности стеновых блоков из ячеистого бетона на каждые 50 кг/m^3 позволяет снизить расход топлива на обогрев зданий на 1 кг условного топлива на 1 м² стены в год. Кроме того, производство ячеистого бетона с плотностью 200–350 кг/м³ вместо 400–500 кг/м³ обеспечит снижение расхода цемента и извести на 20–30%, сокращение энергозатрат на помол сырья за счет снижения его удельного расхода на 30–40%,

сохранность изделий при транспортировке и снижение нагрузки на фундамент при строительстве. Главным препятствием в производстве и применении ячеистого бетона пониженной плотности является его недостаточная прочность.

На кафедре химической технологии вяжущих материалов БГТУ разработано несколько направлений по получению высокопрочного автоклавного ячеистого бетона с маркой по плотности 250–350 кг/м³ (использование сульфоминеральных добавок [1], введение углеродных нанотрубок при помоле известково-песчаного вяжущего [2]). В настоящие время ведутся исследования по использованию механоактивации портландцемента в производстве ячеистого бетона. Механоактивация цемента позволяет более полно использовать вяжущий потенциал этого сырьевого компонента.

Совместно с кафедрой машин и аппаратов химических и силикатных производств были разработаны режимы механоактивации цемента с использованием дисмебраторной мельницы с классификационной камерой. Схема данной установки представлена на рис. 1.

Дисмембратор обладает следующими преимуществами перед другими помольными агрегатами:

- небольшая мощность привода;

 – большая производительность, что дает возможность использовать его в технологических процессах, в которых предусматривается большой выпуск продукции;

– наименьший удельный расход энергии на активацию, что является основным его преимуществом.



Рис. 1. Конструкция дисмембратора с классификационной камерой: 1 – загрузочный патрубок, 2 – ротор, 3 – крышка с статическими пальцами (статор), 4 – классификационная камера, 5 – отверстие для пропуска потока на домол, 6 – лопатки, 7 – пальцы.

Все вышеперечисленное пункты делают дисмембратор наиболее эффективной машиной, которая может быть использована для процесса механической активации минеральных веществ.

Портландцемент подвергался механоактивации при частоте вращения ротора мельницы 1500–4000 об/мин. Результаты эксперимента по механоактивации портландцемента для получения автоклавного ячеистого бетона с маркой по плотности D350 представлены в виде зависимостей коэффициента конструктивного качества¹ от частоты вращения ротора (рис. 2).

¹ Коэффициент конструктивного качества (ККК) – это отношение предела прочности при сжатии к квадрату средней плотности материала [3].



Рис. 2. Зависимость ККК ячеистого бетона от частоты вращения ротора

дисмембраторной мельницы

Наиболее эффективным является использование механоактивации цемента для получения ячеистого бетона при частоте вращения ротора 3000 об/мин. Прирост прочности по сравнению с контрольным образцом ячеистого бетона составляет 37,4%.

При установке классификационной камеры на дисмембратор и изменении угла наклона лопаток в камере можно регулировать размер частиц на выходе из нее. В присутствии классификационной камеры, существенно улучшаются результаты по механоактивации портландцемента при угле поворота лопатки камеры –30° и частотах вращения ротора мельницы 2500, 3000 и 4000 об/мин. Наиболее эффективным является помол портландцемента для получении ячеистого бетона при следующем режиме дисмембраторной мельницы – частота вращения ротора 3000 об/мин, угол поворота лопатки –30°. При данном режиме ККК ячеистого бетона с использованием механоактивации цемента увеличивается по сравнению с контрольным образцом на 58,6%.



Рис. 3. Электронно-микроскопические снимки ячеистого бетона: *a*) контрольный образец; *б*) образец с использованием механоактивированного цемента.

На основании анализа электронно-микроскопических снимков (рис. 3) установлено, что макроструктура образцов ячеистого бетона с использованием механоактивации цемента имеет меньшую степень дефектности по сравнению с контрольным образцом. На фотографии межпоровой перегородки контрольного образца видны зерна непрореагировавшего кварца, а структура в целом является менее плотной.

Микроструктура межпоровых перегородок образцов ячеистого бетона с использованием механоактивированного цемента характеризуется высокой степенью закристаллизованности гидросиликатов кальция. Микроструктура контрольного образца отличается наличием большого количества гелеобразных субмикрокристаллических фаз. Таким образом, можно предположить, что увеличение прочностных характеристик ячеистого бетона происходит за счет изменения механизма гидратации частичек механоактивированного цемента, что обеспечивает образование более плотной, закристаллизованной структуры.

Использование механоактивации портландцемента при получении ячеистого бетона позволяет упорядочить процессы кристаллизации гидросиликатов кальция при тепловлажностной обработке, оптимизировать микроструктуру межпоровых перегородок и улучшить физико-механические свойства готовых изделий.

Список литературы

- 1. Мечай, А.А. Модифицирование структуры продуктов гидросиликатного твердения ячеистого бетона сульфоалюмоферритными добавками / А.А. Мечай, Е.И. Барановская // Цемент и его применение.– 2011. № 5. С. 140–143.
- 2. Использование углеродных наноматрубок в технологии строительных материалов / М. П. Мисник, А. А. Мечай [и др.] // Тепло- и массоперенос. Сборник научных трудов. 2014. С. 152–157.
- 3. Физические, тепло- и массообменные свойства строительных материалов: Справочник / В.В. Шарков [и др.]. Днепропетровск: ПГАСА, 2009. 192 с.

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДНЫХ НАНОНАПОЛНИТЕЛЕЙ НА ПРИВИВКУ ТРАНС-ЭТИЛЕН-1,2-ДИКАРБОНОВОЙ КИСЛОТЫ К ПОЛИОЛЕФИНАМ И СВОЙСТВА ИХ СМЕСЕЙ С ПОЛИАМИДОМ 6

Кривогуз Ю.М., Макаренко О.А., Песецкий С.С.

Институт механики металлополимерных систем НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь, yurikriv@tut.by

Настоящая работа посвящена анализу влияния углеродных нанонаполнителей (УНН) на свободнорадикальную прививку транс-этилен-1,2-дикарбоновой кислоты (ТЭДК) к полиолефинам (ПО) в ходе реакционной экструзии (РЭ) и изучению отдельных свойств функционализированных ПО (ФПО), в том числе их смесей с полиамидом 6 (ПА6).

Следует отметить, что к настоящему времени вопросы влияния УНН на протекание реакций, имеющих место при функционализации ПО, в окрытой печати практически не освещены. Их изучение весьма актуально как с научной, так и с практической точек зрения. Проведение функционализации ПО в присутствии УНН, с одной стороны, позволяет реализовать процесс получения нанокомпозитов в одну стадию, а с другой – за счет присутствия УНН с различной физико-химической активностью открывается возможность направленно влиять на ход процесса функционализации.

Объектами исследований служили сополимер пропилена и этилена (с-ПП, марка 8332M, ТУ 2211-136-05766801-2006, содержание звеньев этилена \approx 7 мас.%; производство ОАО «Нижнекамск Нефтехим», Россия, значение показателя текучести расплава (ПТР) при температуре $T = 210^{\circ}$ С и нагрузке P = 21,6 Н равно 4,6 г/10 мин), линейный полиэтилен низкой плотности (ЛПЭНП, марка Exceed 1018 НА, производства Exxon Mobil, США, ПТР = 1,0 г/10 мин при $T = 190^{\circ}$ С и P = 21,6 Н). При получении смесей ПА6/ФПО в качестве базового полимера использовали ПА6 производства ОАО «Гродно Азот» (марка для контакта с пищевыми продуктами температура плавления $T_m = 220^{\circ}$ С, ПТР = 8,6 при $T = 250^{\circ}$ С и P = 21,6 Н).

Для функционализации ПО в качестве прививаемого мономера использовали ТЭДК (C₄O₄H₄, квалификации «ч», поставщик – OAO «Камтэкс», Россия); свободнорадикальный инициатор – пероксид 1,3-бис(трет-бутилпероксиизопропил)бензол (Perk-14, производства «Akzo Nobel», Нидерланды; концентрация активного кислорода 9 мас.%, период полураспада при 200°С 0,31 мин). В качестве УНН применяли нанотрубки диаметром 5–30 нм и длиной от 1,5 до 30 мкм, полученные в Институте тепло и массообмена НАН Беларуси. При функционализации ПО концентрация прививаемой ТЭДК в экспериментах была постоянной и составляла 1 мас.%. Содержание Perk-14 при прививке к с-ПП принимали равным 0,12 мас.% и 0,15 мас.% - при прививке к ЛПЭНП. Концентрацию УНН, вводимых в реакционную смесь, изменяли в диапазоне от 0,01 до 0,3 мас.%.

Функционализацию ПО в присутствии УНН методом РЭ осуществляли при использовании экструзионно-грануляционной линии на базе двухшнекового экструдера TSSK-35/40 (производство КНР, диаметр шнеков 35 мм, L/D = 40, 10 независимых зон обогрева материального цилиндра).

На рис. 1 (*а* и *б*) представлены зависимости эффективности прививки (α) ТЭДК к макромолекулам ЛПЭНП и с-ПП, а также ПТР привитых продуктов от содержания УНН.



Рис. 1. Влияние концентрации УНН на эффективность прививки (α) ТЭДК к ЛПЭНП (*a*) и с-ПП (*б*), а также ПТР ЛПЭНП-п-ТЭДК (*a*) и с-ПП-п-ТЭДК (*б*)

Видно, что на концентрационных зависимостях как для ЛПЭНП-п-ТЭДК, так и для с-ПП-п-ТЭДК наблюдаются четко выраженные максимумы значений α. В обоих случаях максимальные значения α достигаются при концентрации УНН ≈0,05 мас.%.

Концентрационные зависимости ПТР привитых продуктов для разных ПО имеют существенные отличия. Так при прививке к ЛПЭНП, значения ПТР ЛПЭНП-п-ТЭДК с ростом концентрации УНН изменяются экстремально с минимумом при 0,05 мас.% нанонаполнителя, а для с-ПП в начале при [УНН] = 0,01% наблюдается почти двукратный прирост ПТР, а затем после небольшого минимума при [УНН] = 0,05% происходит плавное снижение значений данного показателя, общий уровень значений которого остается существенно более высокими по сравнению с с-ПП-п-ТЭДК, полученным без добавок нанонаполнителя.

Реологическое поведение расплавов определяется природой ПО. Для сшивающегося ЛПЭНП при добавлении до 0,05 мас.% УНН происходит некоторое снижение ПТР, свидетельствующее об увеличении степени сшивания макромолекул, а при дальнейшем повышении концентрации нанонаполнителя наблюдается заметный рост ПТР (от 2 г/10 мин до 3,3 г/10 мин), что указывает на снижение степени сшивания макромолекул ЛПЭНП. Для преимущественно деструктирующего при свободнорадикальной функционализации с-ПП введение в состав реакционной системы УНН приводит в целом к активированию деструкции (ПТР возрастает более, чем в 2 раза – с 45 г/10 мин до 96 г/10 мин при [УНН] = 0,1 мас.%).

Установлено, что при функционализации ЛПЭНП введение УНН в состав реакционной системы независимо от их концентрации мало влияет на значения температур плавления и кристаллизации. Однако наблюдается заметное увеличение значений теплот плавления и кристаллизации. Несомненная причина этого – нуклеирующее влияние УНН на кристаллизацию ЛПЭНП-п-ТЭДК. Еще более заметно нуклеирующий эффект добавок УНН выражен в случае с-ПП-п-ТЭДК. Введение УНН в с-ПП-п-ТЭДК сопровождается повышением $T_{\kappa p}$ на 2,4-4,8°C (от 117,1 до 121,9°C). Степень кристалличности, характеризуемая величиной $\Delta H_{\kappa p}$, определяется концентрацией УНН: при ее повышении до 0,05% $\Delta H_{\kappa p}$ увеличивается от 101,2 Дж/г до 113,8 Дж/г, а затем снижается (при [УНН] = 0,3% $\Delta H_{\kappa p}$ = 100,8 Дж/г).

Из диаграмм напряжение-удлинение найдены значения величин прочности при растяжении (σ_p) и относительного удлинения при разрыве (ε_p) установлено, что с увеличением [УНН] прочность при растяжении ЛПЭНП-п-ТЭДК мало зависит от степени нанонаполнения, а ε_p в целом заметно повышается при введении нанонаполнителя (от 321% до 369% для [УНН] = 0,3%). Основная причина этого – получение менее сшитых структур при функционализации в присутствии УНН. Для образцов с-ПП-п-ТЭДК наблюдается некоторый прирост значений σ_p и снижение ε_p . Очевидной причиной этому являются структурные изменения, происходящие при функционализации с-ПП в присутствии УНН: рост кристалличности обычно сопровождается повышением механической прочности и снижением деформационных характеристик кристаллизующихся термопластов.

Данные о влиянии УНН на прочность расплавов (σ_m) и коэффициент разбухания (B_m) экструдатов ЛПЭНП-п-ТЭДК и с-ПП-п-ТЭДК свидетельствуют о том, что σ_m коррелирует с изменением ПТР расплавов. Это следует из сравнения значений ПТР и σ_m для с-ПП-п-ТЭДК и ЛПЭНП-п-ТЭДК. Чем выше вязкость, тем выше прочность расплава материала и наоборот.

Одной из важных областей применения ФПО является получение при их использовании смесевых материалов с алифатическими полиамидами. Экспериментальные данные о показателях механических и реологических свойств смесей ПА6/ЛПЭНП-п-ТЭДК приведены в таблице.

Главный результат, вытекающий из данных таблице, заключается в том, что добавки УНН, вводимые в состав ЛПЭНП-п-ТЭДК, оказывают сильное упрочняющее действие на спаи потоков расплава для смесей ПА6/ЛПЭНП-п-ТЭДК. Смеси ПА6/с-ПП-п-ТЭДК независимо от содержания УНН при испытаниях методом растяжения и определении ударной вязкости разрушаются хрупко и характеризуются низкой прочностью спаев.

[YHH],	Испы	гания метод	ом растяжен	ия	Ударная вязк	ПТР,	
мас.%	$σ_{\rm \tiny TB},$ ΜΠα	$σ_{\text{\tiny TH}},$ ΜΠα	σ _p , МПа	ε _p , %	$a_{ m oh}$	$a_{{}_{ m IH}}$	г/10 мин
0	33,4	33,7	59,6 (31,6)	334 (18)	33,5	52,7	3,0
0,01	34,2 (31,8)	33,5 (29,6)	57,1 (45,7)	324 (285)	33,2	50,5	1,3
0,05	33,9 (32,8)	32,9 (29,8)	51,7 (48,7)	282 (298)	30,0	49,8	1,4
0,1	34,9 (32,0)	33,2 (29,7)	60,1 (45,0)	324 (262)	32,6	48,0	0,9
0,3	34,2 (32,7)	33,6 (30,4)	56,5 (46,1)	315 (275)	31,9	51,7	1,2

Таблица. Показатели свойств смесевых материалов ПА6/ЛПЭНП-п-ТЭДК-30 мас.% в зависимости от концентрации УНН в ЛПЭНП-п-ТЭДК

Примечания: $a_{\text{он,}} a_{\text{пн}}$ – ударная вязкость по Шарпи на образцах с острым и прямоугольным надрезами соответственно, в скобках – значения показателя для образцов со спаем, без скобок – без спая.

Таким образом, из полученных экспериментальных данных следует, что относительно малые добавки УНН (0,01-0,3 мас.%) оказывают заметное влияние на ход основного процесса (прививку ТЭДК) к макромолекулам ЛПЭНП и с-ПП, а также структуру, механические свойства функционализированных продуктов и их смесей с ПА6.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Константинов В.М., Галимский А.И., Ковальчук А.В.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь <u>a-v-kov@yandex.com</u>

Научно-исследовательские работы по исследованию влияния структурных факторов и состава малоуглеродистых низколегированных сталей на их ударную вязкость относятся в основном к 1960–1970 гг., и их результаты изложены в известных монографиях и справочниках. Однако в последние годы возобновился интерес к этой проблеме, появились некоторые новые идеи, направленные на повышение показателей ударной вязкости за счет использования новых схем термической обработки и возможностей нового более совершенно оборудования и систем контроля.

Следует отметить, что в большинстве сталей, по нормам стандартов допускается содержания вредных примесей серы и фосфора в количествах при которых сталь не обладает сочетанием высокой прочности, пластичности, ударной вязкости.

В работе были проанализированы марки сталей (таблица 1), в результате чего отмечена тенденция к повышению качества сталей – снижению содержания серы и фосфора в сталях.

Марка	Массовая доля элементов, %, не более									
стали	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Cu	Al	
TT301	0,25-0,29	0,15-0,25	1,10-1,40	0,015	0,010	—	0,25	0,35	не менее 0,020	
TT309	0,25-0,29	0,15-0,25	1,10-1,40	0,015	0,010	0,30-0,60	0,25	0,25	не менее 0,020	
32Г2	0,30-0,35	0,20-0,35	1,25-1,45	0,025	0,025	0,30	0,30	0,30	не менее 0,020	
36Г2С	0,34-0,40	0,40-0,70	1,50-1,80	0,035	0,035	0,30	0,30	0,30	0,020-0,060	
09Г2С	0,12	0,5-0,8	1,3-1,7	0,035	0,040	0,30	0,30	0,30	0,050	

Таблица 1. Химические составы исследуемых марок сталей

Анализ химического состава приведенных сталей показывает, что содержание серы и фосфора в большинстве случаев соответствует качественным, а в ряде случаев – высококачественным сталям.

Особый интерес для повышения прочностных и вязких свойств сталей представляет микролегирование алюминием. Для таких сталей необходим подбор оптимальных режимов термической обработки, что связано с особенностями высокотемпературного структурообразования микролегированных алюминием сталей.

Особого внимания заслуживает термическая обработка сталей. Требуемый комплекс эксплуатационных свойств на чистых по вредным примесям и неметаллическим включениям сталях сравнительно легко может быть получен при комплексной термической обработке (закалке и высоком отпуске). При этом структура стали должна быть с карбидами зернистого типа, сорбитом отпуска. Структура тонкопластинчатого перлита, которая может быть получена при той же прочности всегда имеет более низкие характеристики пластичности и ударной вязкости, так как она не обеспечивает выгодного равномерного распределения фосфора в микроструктуре стали. Фосфор сохраняется при этом на бывших границах аустенитных зерен. Главное требование к термической обработке сталей с содержанием фосфора $\leq 0,025 \%$ – получение мелкозернистого аустенита. При этом фосфор располагается преимущественно на границах аустенитных зерен и его концентрация на границе зерна оказывается невысокой, он не вызывает охрупчивания, особенно при отрицательных температурах. При крупнозернистом аустените его концентрация на границах высока, что приводит к хрупкому разрушению при низких температурах.

Анализ механических свойств, полученных на сталях 09Г2С, 32Г2, 36Г2С после различной термической обработки показывает, что требования группы прочности К, Е (выдержка из ГОСТ 633 представлена в таблице 2 обеспечивает сталь 32Г2 после закалки (830–870 °C) и отпуска (610–650 °C). Отметим, что группа прочности Л этой сталью не обеспечивается.

Сталь 36Г2С после нормализации (910–930 °С), а так же после закалки и высокого отпуска (860–870 °С, 670–710 °С) обеспечивает группы прочности К, Е. Для некоторых плавок отдельные испытания показывают механические свойства, отвечающие группе прочности Л. Этот факт является весьма существенным, позволяющим прогнозировать перспективность этого направления разработок. Следует отметить, что испытания на ударную вязкость этих сталей при отрицательных температурах не проводили и сделать вывод о выполнении условия KCV_{-60°C} \geq 50 Дж/см², ДВС \geq 50 % нельзя.

Наименование показателя	Нормы механических свойств сталей по группам прочности				
	К	Е	Л		
Временно сопротивление σ_{B} , не менее, МПа (кгс/мм ²)	687 (70,0)	689 (70,3)	758 (77,3)		
Предел текучести от,					
Не менее, МПа (кгс/мм ²)	491 (50,0)	552 (56,2)	654 (66,8)		
Не более МПа (кгс/мм ²)	- (-)	758 (77,3)	862 (87,9)		
Относительное удлинение д ₅ %, не менее	12,0	13,0	12,3		

Таблица 2. Выдержка из ГОСТ 633

В мировой практике для изготовления горячедеформированных насоснокомпрессорных труб наиболее часто применяют самые дешевые сорта сталей. Это стали с повышенным содержанием вредных примесей (≤0,045; 0,035; 0,025 % серы и фосфора) содержат обычно небольшие количества самых дешевых легирующих элементов – марганца и кремния. Высокая ударная вязкость при повышенной прочности обеспечивается проведением закалки с высоким отпуском (сорбит зернистого типа). Однако стали с пониженным содержанием серы и фосфора, после оптимальной термической обработки должно обеспечить повышение прочности и ударной вязкости в более высоких диапазонах.

Довольно широко в мировой практике используют дополнительное микролегирование титаном ниобием и ванадием, которое позволяет получать мелкое зерно аустенита с минимальными концентрациями вредных примесей на границах зерен. Еще один эффективный путь – использование более чистых сталей (таких как TT301, TT309) дополнительно микролегированных алюминием. Опасность образования относительно крупнодисперсных устойчивых комплексных соединений алюминия, особенно при его концентрации более 0,02 %, может привести к снижению ударной вязкости.

Выполненный анализ тенденций свидетельствует об эффективности комплексного микролегирования. Однако, комплексное микролегирование алюминием и карбидообразующими элементами, такими как титан, ниобий и ванадий, требует проведения ступенчатого высокотемпературного гомогенизирующего отжига перед горячей деформацией.

Список литературы

- 1. Ю.П.Солнцев, Е.И.Пряхин, В.Ю.Пирайнен. Специальные материалы в машиностроении. СПб.: Химиздат, 2004. 640 с.
- 2. В.М.Горицкий. Диагностика металлов. М.: Металлургиздат, 2004. 408 с.
- 3. Производство насосно-компрессорных труб нового поколения. «Сталь» №8, 2002г., с. 74.
- 4. Фролочкин В.В., Кузнецов В.Ю., Фадеев М.М., Ширяев В.К. Производство насоснокомпрессорных труб из непрерывнолитых заготовок. «Сталь» №6, 2002г., с. 56.

НЕКОТОРЫЕ ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

Константинов В.М., Ковальчук А.В., Галимский А.И.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь a-v-kov@yandex.com

В настоящее время все большее внимание, при производстве деталей работающих в экстремальных условиях – высоких контактных нагрузок и климатического холода, уделяется получению мелкодисперсных сорбитообразных структур, способствующих улучшению комплекса механических свойств и снижению порога хладноломкости. Эти результаты достигаются при помощи микролегирующих добавок в связке с термической обработкой. Стали, которые в настоящее время используются на предприятиях, были созданы в 70-80-х годах прошлого столетия и требуют не только адаптации под современные технологии и оборудование, но изменений химического состава используемых материалов в связи с изменением состава сырьевой базы и режимов обработки, обеспечивающих получение свойств деталей, отвечающих все более сложным условиям их работы.

Обычно повышение прочности стали, достигаемое при термической обработке, сопровождается снижением вязкости, что в свою очередь ограничивает возможность использования низколегированных сталей. Достижение необходимого комплекса прочностных характеристик для использования сталей в условиях климатического холода (высокие показатели t^{50}) достигается за счет использования дорогостоящих легированных сталей. Так происходит на многих современных металлургических производствах, в том числе и на предприятиях Республики Беларусь.

Использование современных способов термической обработки, таких как термоциклическая обработка, важной особенностью которой является то, что она позволяет одновременно повысить как прочность, так и вязкость стали, обеспечит возможность получения необходимых прочностных характеристик при одновременном сохранении пластичности стали без использования дорогостоящих легирующих добавок [1]. Использование такой обработки позволит существенно повысить показатели механических свойств, а также позволит использовать экономнолегированные марки сталей, что сократит стоимость производства стали без потери в качестве готовых изделий. Использование неполной закалки для конструкционных сталей может позволить повысить результативность управления структурно-фазовым составом при проведении термической обработки и получать более широкий комплекс механических свойств необходимый для работы в условиях климатического холода.

Перспективным способом повышения стойкости стальных деталей подшипников, работающих при повышенных контактных нагрузках, является нанесение на их рабочую поверхность защитных вакуумных покрытий на базе наноструктурированных металлоподобных PVD/CVD покрытий, а также получение функциональных диффузионных слоев и покрытий методами химико-термической обработки [1–4]. Такие разработки уже нашли широкое практическое применение, и используется для повышения свойств деталей подшипников компаниями SKF, SNR Roulements, Lemforder, Bosch, The Timken Company, NSK, Craft, CX и многими другими.

Однако нерешенными остаются отдельные научно-технические задачи использования покрытий и функциональных слоев на стальных деталях подшипников, получаемых химико-термической обработкой и вакуумными ионно-плазменными технологиями, связанные с закономерностями структурообразования и формирования механических свойств сталей, используемых для изготовления деталей подшипников, при регламентированном термическом и термохимическом воздействии, нанесении покрытий различной толщины, химического и фазового состава; взаимосвязями между упруго-вязкими характеристиками и структурно-фазовым состоянием стальных деталей подшипников в результате комплексной обработки.

Перспективным является использование покрытий, получаемых химикотермической обработкой и вакуумными ионно-плазменными технологиями для деталей, работающих в экстремальных условиях, от которых помимо высокой износостойкости требуются высокое сопротивление малым пластическим деформациям, высокая статическая грузоподъемность, высокое сопротивление контактной усталости и релаксации напряжений. Использование указанных покрытий на рабочих поверхностях деталей подшипников обеспечит:

- общее увеличение их ресурса;
- увеличение допустимой нагрузки подшипников того же типа и геометрии;
- увеличение скорости вращения без уменьшения нагрузки;
- повышение стойкости в условиях сухого трения или недостатка смазки;
- увеличение ресурса в условиях атмосферной коррозии.

Кроме того, перенос внимания в вопросах повышения износостойкости деталей подшипников со свойств объемных материалов на свойства поверхностных слоев дает возможность замены подшипниковых сталей на более дешевые конструкционные и инструментальные стали, упрочняемые в результате поверхностной обработки путем нанесения защитных вакуумных покрытий и химико-термической обработки [5].

Таким образом, повышение свойств стальных деталей подшипников, работающих в экстремальных условиях – условиях климатического холода и высоких контактных нагрузок, необходимо рассматривать как комплексную научно-техническую задачу, включающую в себя вопросы формирования различных характеристик деталей на различных этапах их производства: от выплавки стали с необходимым химическим составом до финишной обработки в виде нанесения пленок метолами парофазного вакуумного осаждения. Перспективным является использование термохимического воздействия с нанесением вакуумных функциональных покрытий.

Список литературы

- 1. Восстановление деталей машин: Справочник / Ф.И. Пантелеенко, В.П. Лялякин, В.П. Иванов, В.М. Константинов Под ред. В.П. Иванова. М.: Машиностроение, 2013. 672 с.
- Komarov, F.F. Formation and characterization of nanostructured composite coatings based on the TiN phase. / F.F. Komarov, S.V. Konstantinov, A.D. Pogrebnjak, V.V. Pilko, C. Kozak, M. Opielak //Acta Physica Polonica A., 2014. – V. 20. – P. 1292–1295.
- 3. Комаров, Ф.Ф. Получение и свойства покрытий TiAlN на стали / Ф.Ф. Комаров, А.В. Ковальчук, С.В. Константинов, В.В. Пилько // Ползуновский альманах. 2014. № 2. С. 10–15.
- Константинов, В. М. Перспективы поверхностного упрочнения с использованием ХТО и вакуумных технологий / В. М. Константинов, А. В. Ковальчук // Проблемы производства металлов и сплавов : материалы международного научно-практического семинара, 16 сентября 2014 г. – Минск: РУП НВЦ «БелЭкспо», 2014. – С. 79–83.
- Дашкевич, В.Г. Эффективные технологии поверхностной обработки изделий из стали / В.Г. Дашкевич, Г.В. Стасевич, А.В. Ковальчук, В.Г. Щербаков, Д.В. Гегеня // Наукоемкие технологии и инновации : сборник докладов Юбилейной Междунар. науч.-практ. конф., посвященной 60-летию БГТУ им. В. Г. Шухова. – Белгород: Изд-во БГТУ, 2014. – Ч. 4. – С. 229– 233.

ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ ФЕРРИТНЫЕ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМИ ПРОЧНОСТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Никулин С.А., Хаткевич В.М., Рогачев С.О.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия <u>csaap@mail.ru</u>

Предложен способ равномерного упрочнения тонкостенных изделий (толщиной до 1,5 мм) из коррозионностойких сталей ферритного класса с целью их использования в различных коррозионных средах в условиях длительной эксплуатации при повышенных температурах и механических напряжениях.

В данной работе упрочнение тонколистовых образцов сталей 08X17T и 15X25T и сплава Fe-20Cr-5V проводили методом высокотемпературного «внутреннего» азотирования при температурах выше 1000 °C в кварцевой ампуле в среде чистого азота. Массовая доля азота в образцах после азотирования при выдержке от 1 до 4 ч варьировалась от 0,50 до 0,70 % для стали 08X17T; от 0,90 до 1,80 % для стали 15X25T и от 1,10 до 2,40 % для сплава Fe-20Cr-5V; при массовой доле азота в исходном состоянии – менее 0,02 %. Сквозное азотирование образцов толщиной 0,5 мм при одинаковой температуре обеспечивается в течение 1 ч для стали 08X17T; 4 ч для стали 15X25T и 2 ч для сплава Fe-20Cr-5V.

Металлографический анализ структуры проводили методами оптической и сканирующей микроскопии. Электронно-микроскопические исследования структуры проводили на тонких фольгах с помощью электронного микроскопа JEM 200CX (JEOL) при ускоряющем напряжении 160 кВт (при увеличениях до ×50000). Исследование состава фаз в образцах проводили с использованием рентгеновского дифрактометра RIGAKU Ultima IV. Для обработки и анализа дифракционных спектров использовалось программное обеспечение PDXL. Измерения микротвердости проводили по методу Виккерса (нагрузка 100 г, время выдержки 10 с) с помощью микротвердомера MICROMET 5101 с цифровой камерой Mitron MTV-62W1P. Испытания на растяжение плоских образцов проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roell со скоростью растяжения 5 мм/мин.

Показано, что при «внутреннем» азотировании в стали 08X17Т формируется структура мартенсита с выделениями частиц типа Cr_2N , а в стали 15X25T образуется слоистая структура, при этом отдельные слои состоят из смеси α -фазы, γ -фазы и частиц типа Cr_2N с различным соотношением. Отжиг сталей после азотирования приводит к формированию структуры азотистого феррита с равномерно распределенными частицами типа Cr_2N различной морфологии и размеров (в зависимости от времени азотирования и режима отжига, рис. 1 *а*). После азотирования и охлаждения на воздухе в сплаве Fe-20Cr-5V присутствуют четыре фазы: феррит, азотистый мартенсит, аустенит и нитриды ванадия типа VN. Отжиг при температуре 700 °C после азотирования приводит к распаду мартенсита и аустенита, азот из твёрдого раствора связывается в дисперсные частицы нитридов хрома (рис. 1 δ).

Сквозное азотирование и отжиг при температуре 700 °C в течение 1,5...5,0 ч обеспечивает равномерное упрочнение материала по всей толщине образцов, при этом предел прочности стали 08X17T при температуре испытания 20 °C повышается с 470 МПа в исходном рекристаллизованном состоянии до 990 МПа, стали 15X25T – с 520 до 980 МПа, а сплава Fe-20Cr-5V с 480 до 750 МПа. При этом относительное удлинение после азотирования составило 17; 9 и 7 % для сталей 08X17T, 15X25T и сплава Fe-20Cr-5V, соответственно. Дополнительный кратковременный отжиг стали 15X25T при температуре азотирования (10 мин) после азотирования позволяет повысить относительное удлинение до 25 % при незначительном снижении предела прочности и текучести.



Рис. 1. Микроструктура стали 08Х17Т (а) и сплава Fe–20Cr–5V (б) после высокотемпературного азотирования и отжига при температуре 700 °C

При температуре испытания 700 °С предел прочности стали 08Х17Т после азотирования повышается с 89 до 220 МПа, а стали 15Х25Т – с 78 до 209 МПа при относительном удлинении обеих сталей 51-56 % и полностью вязком изломе.

Внутреннее азотирование также повышает сопротивление стали усталостному разрушению. Для стали 08Х17Т предел выносливости о_R увеличивается с 360 до 540 МПа [7].

Список литературы

- 1. Петрова Л.Г. Упрочнение аустенитных сталей и сплавов за счет формирования твердого раствора при азотировании // Упрочняющие технологии и покрытия.–2007.–№ 4. –С. 9-17
- Lee H.W., Kong J.H., Lee D.J., On H.Y., Sung J.H. A study on high temperature gas nitriding and tempering heat treatment in 17Cr–1Ni–0.5C // Materials & Design.–2009.–V. 30.–N 5.–P. 1691-1696
- 3. L.G. Petrova. Internal nitriding of high-temperature steels and alloys // Metal Science and Heat Treatment.-2001.-V. 43.-N. 1-2.-P. 11-17.
- 4. Лахтин Ю.М. Высокотемпературное азотирование // Металловедение и термическая обработка металлов.–1991.– №. 2.–С. 25-29.
- 5. L.G. Petrova. High-temperature nitriding of refractory alloys // Metal Science and Heat Treatment.- 2004.-V. 46.-N. 1-2.-P. 18-24.
- Masahiro Nagae, Yoshito Takemoto, Tetsuo Yoshio, Jun Takada, Yutaka Hiraoka. Preparation of structurally controlled dilute molybdenum-titanium alloys through a novel multi-step internal nitriding technique and their mechanical properties // Materials Science and Engineering: A.-2005.-V. 406.-N 1-2.-P. 50-56
- 7. С.О. Рогачев, С.А. Никулин, В.Ф. Терентьев, В.М. Хаткевич, Д.В. Просвирнин, Р.О. Савичева. Влияние внутреннего азотирования на усталостную прочность ферритной коррозионностойкой стали // Деформация и разрушение материалов // Деформация и разрушение материалов.–2014.–№ 8.–С. 30-34

ВЛИЯНИЕ УДЛИНИТЕЛЕЙ ЦЕПИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОЛИЭФИРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИБУТЕЛЕНТЕРЕФТАЛАТА

Шевченко В. В., Песецкий С. С.

ГНУ «Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси», Гомель, Беларусь, otdel5mpri@tut.by

Полибутилентерефталат (ПБТ) – широко применяемый полиэфирный материал конструкционного назначения, перерабатываемый главным образом методом литья под давлением [1-2]. Одной из основных проблем, возникающих при его переработке из расплава, являетя термоокислительная и гидролитическая деструкция макромолекул под действием высоких температур и в присутствии влаги [3]. Предотвратить негативное влияние деструкции на свойства полимера можно путем введения в объем полиэфира удлинителей цепи (УЦ), имеющих две (и более) функциональные группы, способные химически взаимодействовать с концевыми гидроксильными и карбоксильными группами макромолекул, связывая их между собой. Согласно литературным данным в качестве УЦ могут быть использоваться диизоцианатные соединения [4-5]. Одним из недостатков ПБТ является низкая ударная вязкость и высокая чувствительность к механическим надрезам. Одним из приемов, повышающих ударную вязкость ПБТ, является смешение его с полиэфирными термоэластопластами (ПТЭП). Последние представляют собой полибутилентерефталатполитетраметиленоксидные блок-сополимеры, состоящие из чередующихся жестких олигомерных блоков ПБТ и мягких блоков политетраметиленоксида (ПТМО).

Цель настоящей работы – установление важнейших закономерностей, характеризующих влияние добавок изоцианатного УЦ на изменение молекулярно-структурных характеристик в смесях ПБТ/ПТЭП различной фазовой структуры.

В экспериментах использовали полиэфиры, произведенные ОАО «Могилевхимволокно» по ТУ РБ 700117487.171-2000: ПБТ марки Б-О (характеристическая вязкость раствора в дихлоруксусной кислоте [η] = 0,912 дл/г, температура плавления 222°С, температура кристаллизации из расплава 189°С, температура стеклования 48°С), а также ПТЭП марки беласт Б-4М общей структурной формулы (AB)_n, где А – жесткий блок из олигомерного ПБТ, В – мягкий блок политетраметиленоксида с молекулярной массой 2000 ([η] =1,4 дл/г, $T_{пл}$ = 172°С, $T_{кр}$ = 134°С).

УЦ служил жидкофазный диизоцианатный продукт марки МГТ-Ж (ТУ ВУ 400084698.265-2014), содержащий в своем составе смесевой стабилизатор термоокислительной деструкции насыщенных полиэфиров марки В-561 производства ф. "Bayer", ФРГ. Компаундирование осуществляли методом реакционной экструзии на экструзионно-грануляционной линии, смонтированной на базе двухшнекового экструдера TSSK-35/40 (производство КНР, диаметр шнеков 35 мм, L:D = 40).

Из полученных материалов литьем под давлением изготавливали лопатки для испытаний методом растяжения (ГОСТ 11262-80) на машине Instron 5657 (Великобритания). О реологическом поведении расплавов анализируемых материалов судили по значениям показателя текучести ПТР, определяемым на приборе RAY-RAN TEST EQVIPMENT Ltd (Великобритания) в соответствии с ГОСТ 11645-73 при температуре 240°С и нагрузке 21,6 Н. Вязкость растворов исходных полиэфиров и их смесей определяли вискозиметрическим методом при использовании вискозиметра Убеллоде с диаметром капилляра 0,73 мм и дихлоруксусной кислоты в качестве растворителя. О кристаллической структуре материалов судили по данным дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК); прибор Diamond DSC (ф. "Perkin Elmer", США).

Установлено, что степень изменения реологических свойств расплавов определяется как концентрацией УЦ, так и фазовой структурой смеси ПБТ/ПТЭП. Так при концентра-

ции УЦ 0,9-1,2 мас.% значение ПТР для чистого ПБТ снижается с 17,4 г/10мин до 0,4 г/10 мин, а для смеси ПБТ/ПТЭП-25% – с 18,9 г/10мин (исходная смесь) до 0,2 г/10мин (табл. 1). Резкое снижение ПТР обусловливается не только протеканием реакций взаимодействия УЦ с концевыми функциональными группами макромолекул полиэфиров, но и частичным межмолекулярным сшиванием.

	Значения ПТР, г/10 мин, для полиэфирных материалов									
[УЦ], мас.%	ПБТ	ПБТ/ПТЭП-	ПБТ/ПТЭП-	ПБТ/ПТЭП-	ПТЭП					
		25%	50%	75%						
0	17,4	18,9	23	25	21					
0,2	10	8,7	8,1	9,7	12					
0,5	3,1	2,6	2,5	3,7	4,6					
0,9	0,5	0,3	0,6	1	1,6					
1,25	0,4	0,2	0,5	0,6	0,5					

Таблица 1. Влияние концентрации УЦ на значения ПТР гомополиэфиров и смесей ПБТ/ПТЭП

Как видно из рис. 1, увеличение [УЦ] в пределах от 0,2 до 1,25% сопровождается практически линейным ростом значений [η], что однозначно указывает на увеличение молекулярного веса макромолекул полиэфиров.



Рис. 1. Влияние концентрации УЦ на характеристическую вязкость материалов на основе 1 – ПТЭП, 2 – ПБТ, 3 – ПБТ/ПТЭП-50%

Для чистого ПБТ при увеличении [УЦ] наблюдается заметное повышение верхнего и нижнего пределов текучести при одновременно резком до 3,3 раз повышении относительного удлинения при растяжении (рис. 2). Для смесей с преобладанием фазы (содержат ПБТ 25% ПТЭП), а также смесей с сосуществующими непрерывными фазами обоих компонентов (содержат по 50% обоих компонентов) при увеличении [УЦ] снижается различие в значениях верхнего (σ_{TB}) и нижнего (σ_{TH}) пределов текучести (рис. 2), то есть зуб текучести постепенно вырождается при увеличении

концентрации УЦ. Очевидной причиной этого является интенсификация межмолекулярного и межфазного взаимодействия, обусловленного, видимо, как ростом молекулярного веса так и образованием межмолекулярных сшивок при взаимодействии с УЦ.

Представленные результаты подтверждают, что реакции, приводящие к удлинению цепи, активно протекают в расплаве как чистого ПБТ, так и его смесей с ПТЭП, а степень изменения реологических свойств расплавов определяется как концентрацией УЦ, так и фазовой структурой смеси ПБТ/ПТЭП. Применение подобных модификаторов позволяет управлять показателями механических и технологических свойств полиэфирных материалов.



Рис.2. Деформационные кривые исходных полиэфиров (*a*), их смесей (б), а также полиэфиров (*в*) и смесей (*г*), содержащих УЦ.

Список литературы

- 1. Кнунянц, И.Л. Химическая энциклопедия: В 5 т. / И.Л. Кнунянц. М.: Сов. энцикл.; Большая Рос. энцикл. 1992.
- Maik, H.F. Encyclopaedia of Polymer Science and Engineering 2nd ed. / H.F. Maik, N.M. Bikales, C.G. Overberger, G. Menges // John Wiley & Sons Inc., New York. – 1988. – Vol. 12.
- 3. Bikiaris, N. Effect of carboxylic end groups on thermooxidative stability of PET and PBT / N. Bikiaris, P. Karayannidis // Polymer Degradation and Stability. 1999. Vol. 63. P. 213–218.
- 4. United States Patent 4165307A. S. Mizuno, T. Sugie /Isocyanate prepolymer and low molecular weight polybutylene terephthalate with reinforcing filler; heating, kneading, extruding. 1979.
- 5. Шевченко, В. В. Влияние изоцианатных удлинителей цепи на молекулярную структуру и механические свойства полибутилентерефталата / В. В. Шевченко / Материалы. Технологии. Инструменты. – 2014. – Т.19. – №3. – С. 40-44.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ

¹Гусев В.М., ¹Буклаков А.Г., ²Мордынский В.Б., ²Спектор Н.О.

¹Российский Государственный университет нефти и газа им И.М. Губкина, Москва, ²Объединенный институт высоких температур (ОИВТ РАН), г. Москва gusevvm@vail.ru

Приведены экспериментальные данные по теплопроводности плазменных керамических покрытий из композиционных порошков на основе оксидов алюминия и циркония, плакированных никелем и алюминием. Измерения коэффициента теплопроводности проводили на оригинальном стенде, в основу которого положен метод электротепловой аналогии.

Для повышения ресурса работы лопаток газовых турбин, деталей форсированных дизелей, фурм и многих других деталей в первую очередь требуется создание надежной

теплозащиты. Например, современные жаропрочные сплавы на никелевой основе обеспечивают сравнительно кратковременную работу рабочих лопаток турбин при температуре 1000–1050 ⁰ С. Дальнейшее повышение работоспособности возможно за счет нанесения теплозащитных покрытий (ТЗП), снижающих тепловую напряженность деталей.

Создание ТЗП также является одной из самых актуальных проблем в современной технике газотермического напыления. При выборе материалов ТЗП и разработке их составов необходимо отметить, что теплопроводность напыленных покрытий на порядок ниже этих же материалов в компактном состоянии.

В данной работе приведены результаты исследований теплопроводности слоев, нанесенных методом плазменного напыления порошков оксида алюминия и двуоксида циркония, которые широко используются для создания ТЗП. Напыление производили плазмотроном ПП-25 в смеси аргона с азотом на дистанции 100 мм.

Определение теплопроводности проводилось прибором ИТ Λ -400 и оригинальным прибором, основанном на методе электротепловой аналогии. Прибором ИТ Λ -400 измерения теплопроводности можно проводить в диапазоне температур от 20 до 400[°] C, однако реальная погрешность измерений при этом существенно превышала указанные в паспорте 10%. Неоднократные измерения теплопроводности, проведенные на одном и том же образце, могли отличаться на 20% и более. Поэтому, теплопроводность покрытий определялись усреднением значений трех попыток, проводимых на каждом образце в диапазоне температур 50-400[°] C. Определение теплопроводности при температурах от 400 до 650[°] C проводили на созданном приборе. Контрольные измерения теплопроводности слюды, имеющей по литературным данным, стабильные значения в широком диапазоне температур (в большинстве источников теплопроводность мускавитной слюды оценивается равной 0,42 Вт/м [°]C), показали хорошую сходимость результатов, полученных на данной установке. Погрешность измерений не превышала 5%, поэтому теплопроводность определянию и занной установке. 1).

Температура, ⁰ С	50	150	250	350	450	550	650
AL ₂ O ₃ 0,3мм	1,15	1,25	1,30	1,35	1,40	1,45	1,45
AL ₂ O ₃ 0,6мм	1,50	1,60	1,65	1,70	1,75	1,80	1,85
ZrO ₂ 0,3мм	0,45	0,55	0,60	0,60	0,65	0,70	0,70
ZrO ₂ 0,6мм	0,70	0,75	0,80	0,85	0,90	0,95	0,95
Слюда 0,6мм	0,40	0,40	0.45	0,45	0,45	0,45	0,45

Таблица 1. Зависимость теплопроводности покрытий от толщины и температуры испытаний

Из приведенных данных видно, что теплопроводность напыленного оксида алюминия в 25–30 раз меньше компактного материала, имеющего теплопроводность 37 Вт/м⁰ С. Снижение теплопроводности напыленной двуокиси циркония, по сравнению с компактной фазой существенно меньше. С 2 Вт/ м⁰ С оно снижается только в 5–3 раз. Объяснить это явление можно тем, что на теплофизические характеристики материалов в первую очередь влияет их структура. Все покрытия можно рассматривать как композиционные материалы, содержащие кроме основного компонента еще и поры. Металлографические исследования показали, что покрытия из AL₂ O₃ имеют 17–21% пор, а пористость покрытия из ZrO₂ составляет 8–10%. В подтверждение такого вывода могут служить результаты сравнения влияния толщины покрытий на их теплопроводность. Условия формирования нижних (более близких к подложки обеспечивает интенсивный отвод тепла из зоны контакта с напыляемой частицей, это уменьшает время нахождения ее в жидком или пластичном состоянии и отрицательно сказывается на времени деформации при ударе. По мере увеличения толщины покрытия происходит термическая активация напыляемой поверхности и уменьшение теплопередачи от расплавленной капли в подложку. В результате увеличивается степень деформации частиц и снижение пористости слоя.

Рассматривая эффективность работы ТЗП целесообразно оценивать их тепловое сопротивление, которое прямо пропорционально их толщине и обратно пропорционально его теплопроводности Δ/δ . Эту величину можно расценивать как коэффициент эффективности ($K_{эф}$), величина (табл. 2) которого получена обработкой данных таблицы 1.

Температура, ⁰ С	50	150	250	350	450	550	650
AL ₂ O ₃ 0,3мм	0,26	0,24	0,23	0,22	0,21	0,21	0,21
AL ₂ O ₃ 0,6мм	0,40	0,38	0,36	0,35	0,34	0,33	0,32
ZrO ₂ 0,3мм	0,67	0,55	0,50	0,50	0,46	0,43	0,43
ZrO ₂ 0,6мм	0,86	0,80	0,75	0,71	0,67	0,63	0,63

Таблица 2. Коэффициент эффективности использования теплозащитных покрытий

Из данных таблицы 2 видно, что эффективность работы покрытий увеличивается с ростом их толщины, несмотря на некоторое увеличение теплопроводности слоев, однако при использовании покрытий из двуоксида циркония темпы роста $K_{3\phi}$ не так заметны, как на покрытиях из оксида алюминия. В исследованном диапазоне температур $K_{3\phi}$ покрытий из ZrO₂ в два раза больше, чем из AL₂O₃.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Грант 15-0800375).

Список литературы

- 1. Абрамов Н.В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин. М.: Машиностроение, 1993.- 336 с.
- 2. Материалы в машиностроении, т.5. Неметаллические материалы. Справочник под ред. Попова В.А.- М. Машиностроение ,1968.-544 с.
- 3. Миснар А. Теплопроводность твердых тел, жидкостей, газов и их композиций. -М.: Мир, 1968.-464 с.
- 4. Попов В.М. Теплообмен в зоне контакта в зоне разъемных и неразъемных соединений. -М.: Энергия, 1971.-216 с.
- 5. Васильев Л.Л., Фрейдман Ю.Е. Теплофизические свойства плохих проводников тепла. М.:Наука, 1967. 260с.

ОСОБЕННОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОГО АМПЛИТУДНО-УГЛОВОГО МЕТОДА КОНТРОЛЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ

Баев А. Р., Майоров А.Л., Асадчая М.В., Коновалов Г.Е.

ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь baev@iaph.bas-net.by

Неразрушающий контроль (НК) физико-механических свойств поверхности, включая структуру, прочность и глубину упрочняющего слоя, износостойкость и др., является актуальной задачей современного промышленного производства. Один из эффективных методов НК основан на зондировании исследуемого объекта упругими волнами ультразвукового диапазона, параметры которых (скорость, затухание и др.) хорошо коррелируют с указанными свойствами. В частности, это касается задачи определения глубины *h* упрочненного поверхностного слоя (УПС) по данным скорости поверхностной волны (ПАВ) и ее дисперсии [1], по положению экстремумов поперечной подповерхностной волны, обусловленных эффектом рефракции [2], по максимуму угла отражения от УПС [3], определению времени распространения поперечной моды до границы УПС, характеризуемой скачком балльности зерна металла [1]. В работе [4] сообщалось о возможности использования амплитудного метода НК, реализуемого путем исследования амплитудноугловых зависимостей $A(\beta)$ ПАВ, а также зависимости амплитуды поперечной подповерхностной волны (ППВ) от расстояния A(L).

Совершенствование указанного метода потребовало проведения дальнейших исследований, направленных на расширение его технических возможностей и оптимизации условий проведения контроля. В отличие от известных подобных исследований поверхности материалов с однородной структурой, в рассматриваемом случае требуется учитывать неоднородность поверхностного слоя, высота которого может изменяться от нуля до нескольких длин волн ($\lambda_{\Pi AB}$). При этом существенное влияние на зависимости $A(\beta)$ и A(L)могут оказать эффекты рефракции, а также кривизна объекта, ограничивающие применение метода. Кроме того, как показывает анализ акустического тракта измерительной системы, при реализации метода наиболее эффективным является эхо-режим прозвучивания объекта. Именно в этом случае представляется возможным существенно уменьшить зону прозвучивания объекта - до 30 мм, однако это требует проведения дополнительных исследований. Указанные вопросы и рассматриваются в настоящей работе, методика и экспериментальная установка для исследований подобны изложенным в работе [4].

Влияние глубины УПС на параметры акустического сигнала при изменении угла падения волны и условия реализации амплитудно-углового метода Оценка глубины УПС может быть проведена по сдвигу угла экстремума функции

 $A_{\Pi AB}(\beta)$, для которой, как обнаружено, величина $\beta_h = \frac{d\beta_m}{dh}$, характеризующая чувствитель-

ность метода, является преимущественно монотонно убывающей функцией. Если же $h > 2\lambda_{\Pi AB}$, то $\beta_h \rightarrow 0$ – т.е. область трансформации мод и локализации энергии ПАВ (по глубине) можно считать неизменной. Максимальная же амплитуда зондирующего сигнала увеличивается не более чем на 1-2 дБ, что обусловлено преимущественно уменьшением балльности зерна в области УПС. Основная причина отклонения максимума угла призмы ПЭП от некоторого начального значения, сопровождающееся уменьшением амплитуды сигнала при наличии УПС, вызвана уменьшением скорости ПАВ в объекте и рассогласованием движения следа падающего акустического луча в призме и поверхностной волны в объекте. Уменьшение же скорости волны вызвано преимущественно изменением эффективного значения модуля Юнга *E* и плотности ρ УПС, причем { $\partial E/\partial h$, $\partial \rho/\partial h$ } < 0, а $\partial E/\partial h$

званное изменением глубины УПС на некоторую величину Δh , то $\Delta \beta \sim \frac{n^2}{\sqrt{1-n^2}} \frac{\partial C_{R,T}}{\partial h} \frac{\Delta h}{C_R}$,



Рис. 1. Схема измерений в режиме отражения с жидкостным клином: 1 – ПЭП; 2 – жидкостный клин; 3 – упрочненный слой; 4 – отражатель

где $n = C_{\Pi AB,T}/C_L$. Как показывает анализ, требуемая точность измерений глубины УПС в пределах ~15% может быть обеспечена при установке угла падения волны β с погрешностью ~0,1–0,2°, что может быть достигнуто путем использовании, например, ПЭП на фазированных решетках. Подобная точность установки угла ПЭП может быть достигнута также путем ввода УЗК через локальную иммерсионную ванну либо жидкий клин, создаваемый между призмой ПЭП и объектом (рис. 1). Настоящий метод может быть реализован как на объектах с плоской, так и с цилиндрической поверхностью радиусом до 7–8 мм (при прозвучивании вдоль оси объекта). Однако, при характерных значениях безразмерных значений радиуса кривизны объекта $R^* = R/\lambda_{\Pi AB}$, длины акустической базы $L^* = L/\lambda_{\Pi AB}$ и длительности сигнала т может проявляться эффект интерференции, обусловленный взаимодействием 3-х мод ПАВ: волны, распространяющейся вдоль образующей цилиндра, и двух вращающихся мод. Этот эффект может существенно усложнить измерительную процедуру при определении скорости ПАВ или ППВ импульсно-фазовым методом. В то же время простота реализации интерференционного процесса – путем изменения длины акустической базы или частоты сигнала – может быть использована в технике ультразвуковых измерений на объектах с небольшими значениями R^* , где эффект проявляется более ярко.

Эффекты рефракции и метод переменной акустической базы





Рис. 2. Зависимость амплитуды поперечной волны от расстояния до отражателя в объекте с УПС с $h_{\lambda} \approx 5$; угол падения волны $\beta = 23^{\circ}(1); 25, 5^{\circ}(2); 26^{\circ}(3)$

на формируемое поле ППВ в объекте в результате проявления явления рефракции, что может быть использовано для определения глубины УПС и иллюстрируется на рис. 2, 3. Прежде всего, как экспериментально установлено, с увеличением глубины УПС амплитуда ППВ существенно возрастает и в области 2-го критического угла может превосходить амплитуду ПАВ в несколько раз. При этом наклон кривой A_{ППВ}(L), определяемый характерным значением $A_L = |dA/dL|$, возрастает с ростом безразмерной толщины слоя $h_{\lambda}=h/\lambda$, а функция $F^*(l) = 20 \lg(A_{\Pi\Pi\Pi}/A_{\Pi\Lambda})$ изменяется по закону, близкому к линейному, и является однозначной зависимостью до тех пор, пока $h_{\lambda} \leq$ $h_{\lambda}^* = 2,6-2,7$. При $h_{\lambda} > h_{\lambda}^*$ начинают проявляться эффекты интерференции, обусловленные взаимодействием опорного луча с рефрагировавшим (рис.2). На рис.3 представлены харак-

терные амплитудно-угловые зависимости ПАВ и ППВ, полученные в режиме отражения от вертикальной грани образца при различном расстоянии от него.



Рис. 3. Угловые зависимости поверхностной (1) и поперечной подповерхностной (2–4) волн на частоте 5 МГц в режиме отражения в "сыром" образце (*a*) и образце с упрочненным слоем (*б*) глубиной *h* = 1,5 мм; расстояние *x*, мм = 20 (1, 2); 30 (3); 40 (4)

Как установлено, увеличение толщины УПС (представляющего своеобразный волновод для ППВ) в широком диапазоне углов $\beta > \arcsin(C_{\Pi AB}/C_L)$ сопровождается ростом отношения $A_{\Pi\Pi B}/A_{\Pi AB}$, а при $h_{\lambda}\sim 2$ и более угловые зависимости практически совпадают. Если же $h_{\lambda} < 0,5$, то с ростом акустической базы наблюдается сдвиг угла максимума амплитуды в область меньших значений. В то же время, аналогичные зависимости, полученные в теневом режиме, практически совпадают при различной базе прозвучивания.

Отражатели ПАВ

Для повышения эффективности контроля УПС и техники ультразвуковых измерений нами предложен способ создания опорного сигнала, реализованный в конструкции отражателя, представляющего собой акустическую нагрузку в виде твердого тела, контактирующего через скользящую границу с объектом. На основе исследования процессов преобразования ПАВ в волну Стоунли и обратно выбрана оптимальная геометрия отражателя, что обеспечивает отношение сигнал-шум не менее 30 дБ. Показана принципиальная возможность применения такого устройства не только для существенного повышения точности измерения указанных амплитудно-угловых характеристик ПАВ, но и измерения скорости импульсно-фазовым методом. Кроме того, такие устройства могут служить в качестве фокусирующих линз и гасителей ПАВ.

Список литературы

- 1. Неразрушающий контроль: Справочник: В 8 т. / Под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 3. М.: Машиностроение, 2006. 864 с.
- Вопилкин А.Х., Шишов А.П., Ермолов И.Н., Басацкая Л.В. Ультразвуковой способ определения твердости поверхностно-закаленных слоев изделий. Авт. свид. №729503. – Бюлл. изобр., 1980, №15.
- Баев, А.Р. Измерение глубины слоя, закаленного ТВЧ, ультразвуковым методом / А.Р.Баев, А.Л.Майоров, М.А.Тищенко // Металлургия и литейное производство 2007. Беларусь: материалы междунар. науч.-тех. конф., Жлобин, 6-7 сентября 2007 г. / РУП БМЗ. – Жлобин, 2007. - С.110-112.
- Баев, А.Р. Особенности возбуждения ПАВ в металлах с поверхностным упрочненным слоем / А.Р. Баев, А.Л. Майоров, М.В. Асадчая, Сергеева О.С. Сергеева, Г.Е. Коновалов // Неразрушающий контроль и диагностика. – 2012. - №3. - С.15-23.

ВЛИЯНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ НА РАСПРОСТРАНЕНИЕ И ТРАНСФОРМАЦИЮ УПРУГИХ МОД В МАТЕРИАЛЕ С НИЗКОЙ СКОРОСТЬЮ ЗВУКА

Баев А. Р.*, Асадчая М.В.*, Костюк Д.А.**, Парадинец В.В.*, Гиль Н.Н.*

*ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь **Брестский государственный технический университет, г. Брест, Беларусь baev@iaph.bas-net.by

Развитие теории распространения и трансформации упругих волн на границе контакта твердых сред представляет значительный интерес для различных приложений, включая создание приборов и устройств для ультразвуковых измерений, контроля многослойных материалов и др. Очевидно, что один из контактирующих материалов по отношению к другому представляет так называемую акустическую нагрузку (AH), которая может изменить структуру распространяющейся на границе сред поверхностной акустической волны (ПАВ), коэффициент затухания δ и скорость ее распространения $C_{\Pi AB}$. В случае, когда можно пренебречь диссипативными процессами и расхождением волны с расстоянием, существуют условия контакта материалов (жесткая и скользящая граница), при которых $\delta \rightarrow 0$ – т.е. распространяющаяся граничная волна является слабозатухающей (типа волны Стоунли) [1, 2]. При этом необходимо выполнение следующих соотношений, связывающих волновые векторы { k, k^* } (условие I), а также плотность { ρ, ρ^* } и скорость звука { C, C^* } (условие II) в контактирующих средах:

(I)
$$k_{St} > k_t, k_t^*$$
; (II) { $\rho/\rho^* < 1, C/C^* > 1$ } или { $\rho/\rho^* > 1, C/C^* < 1$ }, (1)

где знак * относится к материалу, в котором производится возбуждение упругой моды, индексы *t* и *St* – к поперечной волне и волне Стоунли.

В упомянутых выше случаях предполагалось, что первичным источником слабозатухающей волны является волна Рэлея, возбуждаемая преобразователем (ПЭП) с углом призмы β_R =arcsin(C_1/C_R), где C_1 - скорость УЗК в призме ПЭП. В настоящей работе на основе проведенного теоретического анализа высказано предположение о возможности существования на границе твердых тел слабозатухающей волны, условие существования которой существенно отличается от приведенного выше – $k_t^* < k < k_t$. Возбуждение этой моды производится под первым критическим углом падения продольной волны $\beta_1 =$ arcsin (C_1/C^*) в материале с низкой скоростью звука C^* и малой плотностью ρ^* , при которых $\rho^*/\rho < 1$ и $C^*/C < 1$. Необходимо отметить, что в отсутствие АН изменение амплитуды продольной подповерхностной волны (ПВ) с расстоянием вдоль оси х на свободной поверхности происходит по закону $A \sim \exp(-\delta x)x^n$, где δ – коэффициент ослабления волны, вызванный диссипативными потерями, а *n*~1,6–1,8. Причем дополнительные потери энергии обусловлены боковой поперечной волной, отходящей под углом ~33°, необходимость существования которой вызвана наличием нормальной составляющей смещений ξ_n . Подавляя же последнюю путем создания АН, следует ожидать изменения диаграммы направленности Φ(α) источника продольной ПВ и существенного повышения плотности потока акустической энергии в приповерхностной области базового образца.

Методика исследований

Для проверки гипотезы проведены исследования и уточнен механизм влияния длины АН и ее положения на преобразование мод, в том числе генерацию боковых поперечных волн, отходящих от поверхности в основной образец (рис.1*a*).



Рис.1. Экспериментальные схемы (*a*) и влияние стальной АН (*б*) на ослабление ППВ с расстоянием в плексигласе: (*a*) 1, 2 – излучающий и приемный ПЭП; 3 – водная призма; 4 – ППВ; 5 – боковая волна; 6 – АН; 7 – образец из оргстекла; *б*) 1 – АН отсутствует; 2 – АН оргстекло; – 3 – АН сталь толщиной 1–30 мм; 4 – головная волна в объеме материала

Материалом основы служило органическое стекло, а образцы АН выполнены из этого же материала, стали, алюминия, латуни, так что отношение удельных акустических сопротивлений варьировалось в диапазоне $\varepsilon = \rho C/\rho^* C^* = 0-10,2$. Возбуждение ПВ в объекте производится на частоте 1 МГц через жидкую задержку (воду). Скользящая граница раздела сред моделируется путем контакта материалов через тонкую водную прослойку. Направленность поля излучения ПВ измеряется миниатюрным датчиком (ширина пьезопластины 1,5 мм), перемещаемым в вертикальном направлении по поверхности торца образца с помощью специального магнитного прижимного устройства. Измерение амплитуды исследуемого поля производилось со сдвигом 1,5 мм от плоскости контактной поверхности.

Также измерялось импульсно-фазовым методом относительное изменения скорости ПВ при воздействии АН и расположении приемного ПЭП как на базовой поверхности образца, так и на торцовой поверхности. Измерение изменения времени распространения продольной ПВ проводилось на базе стандартных блоков ультразвукового дефектоскопа, осциллографа и измерителя временных интервалов И1-8.

Результаты экспериментального исследования и их обсуждение

Опытные данные подтверждают результаты проведенного выше краткого анализа проблемы и гипотезы, касающиеся распространения квазипродольной слабозатухающей моды в окрестности границы раздела сред, а также возможность управления полем ПЭП путем изменения положения АН на образце. Так, в отсутствие АН амплитуда волны в окрестности угла приема волны $\alpha \rightarrow 90^{\circ}$ более чем на порядок меньше ее амплитуды в области максимума. Наличие же АН существенно изменяет структуру поля излучения ПЭП и плотность энергии волны в окрестности $\alpha \rightarrow 90^{\circ}$. Установлено, что по мере увеличения удельного акустического сопротивления и длины акустической нагрузки (оргстекло, латунь, сталь) происходит повышение плотности потока энергии в приповерхностной зоне. Так, варьирование безразмерной длины стальной АН в диапазоне $l_{\lambda} = l/\lambda_{12} = 0-33$ сопровождается смещением максимума поля α_m к плоскости контактной поверхности более чем на 15° и ростом амплитуды ПВ в окрестности $z\sim0$ более чем на 25 дБ (рис.2). При этом законы ослабления исследуемой моды, распространяющейся в окрестности контактной поверхности контактной поверхности контактной поверхности контактной поверхности и вдали от нее в объеме материала, становятся близки друг к другу (рис.16).





Рис. 2. Поле излучения ПВ при разной длине акустической нагрузки: *l*, мм = 0 (1); 20 (2); 50 (3); 94 (4)

Рис. 3. Амплитуда боковой волны в зависимости от положения стальной АН: l = 36 мм; положение приемного ПЭП *x*, мм =60 (1); 65 (2); 70 (3); 75 (4); 80 (5); 85 (6); 90 (7)

Наличие акустической нагрузки также вызывает уменьшение скорости ПВ на величину ~1%, что имеет место для волн Стоунли, распространяющихся в двухслойных объектах, но, как указывалось выше, условия их распространения (согласно классическим представлениям) имеют существенные отличия. Необходимо обратить внимание также на тот факт, что наличие АН приводит к изменению скорости волны не только на поверхности образца (z=0), но и по его глубине – в диапазоне углов приема $\alpha = 60-90^\circ$. Варьирование толщины контактной прослойки сопровождается весьма значимым изменением формируемого поля в окрестности поверхности образца ($\sim 5-7$ дБ). Следует обратить внимание на то, что уменьшение скорости волн, распространяющихся на границе материалов, наблюдается и в случае, когда материал АН дюралюминий, удельное акустическое сопротивление которого в $\sim 2,5$ раза меньше чем у стали, но в 4,6 раз больше, чем у плексигласа. При этом наличие АН вызывает не усиление, а ослабление амплитуды волны на величину $\sim 8-9$ дБ.

По мере перемещения АН наблюдается смещение характерных экстремумов зависимости амплитуды A(x) приемного ПЭП 2, расположенного неподвижно, но на разных расстояниях (по x) от источника излучения (рис.3). Исходя из полученных данных, следует заключить, что АН играет своеобразную роль линии задержки и "накопителя" поверхностной энергии.

Эти данные свидетельствуют о сложности механизма трансформации и дифрагирования волн при изменении рассмотренных граничных условий и требуют дополнительных исследований для понимания этого явления.

Список литературы

- 1. Stoneley, R. Elastic waves at the surface of separation of two solids / R. Stoneley // Proc. Roy. Soc. London A. 1924. 106. P. 46–429.
- 2. Белубекян, М.В. Об условии существования волн Стоунли при скользящем контакте / Изв. АН Арм.ССР. Механика. 1990. Т.43. №4. С.52-56.
- Викторов, И.А. Звуковые поверхностные волны в твердых телах / И.А. Викторов. М.: Наука, 1981. - 288 с.

ВЛИЯНИЕ ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА МАГНИТНЫЕ И ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА ПИРОСТАНАТА ВИСМУТА $Bi_2(Sn_{1-x}Cr_x)_2O_7 (x = 0,05; 0,1)$

Аплеснин С.С.^{1,2}, Удод Л.В.¹, Ситников М.Н.², Еремин Е.В.¹, Молокеев М.С.^{1,3}, Тарасова Л.С.⁴, Галяс А.И.⁵, Янушкевич К.И.⁵.

¹Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск ²Сибирский государственный аэрокосмический университет им. академика М.Ф. Решетнёва, Красноярск ³Дальневосточный государственный университет путей сообщения, Хабаровск ⁴Красноярский научный центр СО РАН, Красноярск ⁵Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению, Минск, Беларусь kazimir@ifttp.bas-net.by, luba@iph.krasn.ru

Разработка новых катализаторов и газовых сенсоров на основе полупроводниковых неорганических материалов, является актуальной задачей по причине востребованности в промышленности [1–6]. Управление электронной структурой полупроводникового сенсорного материала позволяет стимулировать взаимодействие его с определяемым газом и предоставляет дополнительные возможности для увеличения селективности полупроводниковых газовых сенсоров.

Цель работы – изучить влияние катионного замещения на кристаллическую структуру, магнитные и транспортные свойства пиростаната висмута Bi₂Sn₂O₇.

Синтез, методы и условия эксперимента

Синтез составов $Bi_2(Sn_{1-x}Cr_x)_2O_7$ (x = 0.05, 0.1) выполнен методом твердофазных реакций. Использованы ОСЧ порошки оксидов Bi₂O₃, SnO₂, Cr₂O₃. Шихта для синтеза в виде таблетки подвергалась воздействию температур 1000-1250 К на протяжении 24 часов. Рентгеноструктурный анализ синтезированных твердых растворов выполнен в Си Ка-излучении. Структурные фазовые превращения, сопровождающиеся экзотермическими реакциями, изучены методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Комплексный термический анализ образцов Bi₂Sn₂O₇ и Bi₂(Sn_{0.95}Cr_{0.05})₂O₇ проведен на установке STA 449 С Jupiter (фирмы NETZSCH), совмещенной с квадрупольным массспектрометром QMS 403 С Aeolos (фирмы NETZSCH) для анализа газов, выделяющихся при нагревании образцов. Методика сочетает одновременное фиксирование изменения массы и тепловых потоков (дифференциальная сканирующая калориметрия, DSC). Исследования выполнены в температурном интервале 310 – 1073 К в режиме нагревания и охлаждения от 1073 К до 523 К в аргоне со скоростью потока 40 мл/мин. Изучение электрических характеристик в области температур 300 – 900 К выполнено четырехзондовым методом на установке multimeter 344 10A Agllent Technologies. Измерения термоЭДС в интервале температур 80-1000 К выполнены четырехзондовым компенсационным методом. На установке PPMS-9 в диапазоне 4,2-300 К и пондеромоторным методом в интервале 80-800 К изучены зависимости удельной намагниченности и магнитной восприимчивости. Полевые зависимости удельной намагниченности исследованы в магнитном поле с индукцией $B = \pm 6,0$ Тесла.

Результаты эксперимента и обсуждение

Рентгенографические исследования показали, что составляющая с тетрагональным упорядочением в твердых растворах $Bi_2(Sn_{1-x}Cr_x)_2O_7$ (x = 0,05; 0,1) доминирует по содержанию, так же как и в соединении $Bi_2Sn_2O_7$ [7–10]. Идентичность рентгенограмм до и после тепловых нагрузок ~1000 К позволяет придти к выводу, что кристаллическая структура синтезированных твердых растворов устойчива к тепловым воздействиям до этой температуры, а фазовые превращения в интервале температур 300–1000 К обратимы. Температурные зависимости дифференциальной сканирующей колориметрии (DSC) представлены на рис.1.



Рис. 1. Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии (*a* – зависимости DSC для Bi₂Sn₂O₇, *b* – зависимости DSC для Bi₂(Sn_{0.95}Cr_{0.05})₂O₇).

При нагревании Bi₂Sn₂O₇ (зависимость 1 рис. 1*a*) эндотермический эффект наблюдается при температурах 370, 548, 872 К. При охлаждении Bi₂Sn₂O₇ - только одна аномалия при температуре 865 К. Известно, что станат висмута Bi₂Sn₂O₇ претерпевает ряд полиморфных переходов [4–11]: стабильная фаза *α*-Bi₂Sn₂O₇ при комнатной температуре; в интервале температуре 430-930К существует β-Bi₂Sn₂O₇, а выше 930 К преобладает кубическая ГЦК структура у-Bi₂Sn₂O₇ фазы. Составы x = 0.05; 0.1 уже при комнатной температуре находятся в двух кристаллографических полиморфных модификациях, кубической и орторомбической, поэтому фазовый структурный переход $\alpha \rightarrow \beta$ растянут по температуре. Превращение с поглощением теплоты при 548 К говорит еще об одном фазовом переходе, при котором орторомбическая фаза полно-стью переходит в кубическую. В окрестности этой температуры авторами работы [10] обнаружены аномалии на температурных зависимостях мнимой части диэлектрической проницаемости и электропроводности Bi₂Sn₂O₇. На зависимости DSC охлаждения (рис. 1*a*) наблюдается экзотермический пик при T = 865 К. Теплота Q = 0.48 J/g, выделяемая при этом, близка по абсолютному значению теплоте, поглощаемой при нагревании Q = -0.54 J/g. Близость величин температур и теплоты превращения в области 865-872 К позволяет интерпретировать его как обратимый фазовый переход, при котором существует кубическая фаза Bi₂Sn₂O₇. Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии при нагреве состава Bi₂(Sn_{0.95}Cr_{0.05})₂O₇ (рис. 1b) показывают, что эндотермические изменения наблюдаются при температурах: 367, 473, 553, 646 К. Имеет место корреляции этих температур с температурами аномалий зависимости удельного электро-сопротивления. Соответствие пиков при T = 367 K, 553 K для $Bi_2(Sn_{0.95}Cr_{0.05})_2O_7$ и T = 370, 548 К для $Bi_2Sn_2O_7$ позволяет сделать вывод об их одинаковой природе: о фазовом структурном переходе из $\alpha \rightarrow \beta$ фазу и из орторомбической фазы в кубическую. На рис. 2 приведены результаты изучения температурных зависимостей удельного электросопротивления. Для состава x = 0.05 на зависимостях R = f(T) наблюдаются осцилляции сопротивления в окрестности структурных переходов. Наиболее интенсивный максимум на температурной зависимости R = f(T) имеет место в области температур структурного перехода из $\alpha \rightarrow \beta$ фазу. В этой области температур такая же осцилляция характерна и для состава x = 0.1.



Рис. 2. Температурные зависимости электросопротивления $(a - Bi_2(Sn_{0.95}Cr_{0.05})_2O_7, b - Bi_2(Sn_{0.1}Cr_{0.9})_2O_7$, вставка – температурная зависимость удельного электросопротивления $Bi_2(Sn_{0.95}Cr_{0.05})_2O_7$).

Температуры зависимостей DSC совпадают с соответствующими температурами зависимости R=f(T) сопротивления (рис.2). При наличии нескольких фаз электронная плотность состояний имеет максимумы и минимумы, поскольку кристаллическая симметрия определяет электронную структуру полупроводника, ширину запрещенной зоны и положение примесных уровней в ней. Изменения в структуре приводят к изменению плотности состояний носителей заряда, их подвижности и величины сопротивления. При температурах T = 570 и 670–720 К имеет место изменение энергии активации. Для твердого раствора $Bi_2(Sn_0 {}_9Cr_0 {}_1)_2O_7$ величина энергии активации $\Delta E_1 = 0.6$ эВ рассчитана из температурной зависимости lg $\rho = f(10^3/T)$ в интервале температур 450–570К и описывается линейной функцией lg $\rho = \lg \rho_{01} + (\Delta E_1/k_BT)$, где $k_B -$ постоянная Больцмана, превышает энергию активации $\Delta E_1 = 0.23$ в Bi₂Sn₂O₇[10]. Для станата висмута Bi₂Sn₂O₇ с кубической структурой рассчитана величина энергетической щели 2 эВ в электронной плотности состояния. Электроны 6s-оболочки висмута и 2p-оболочки кислорода находятся в верхней валентной зоне, в то время как электроны 5s-оболочки олова, 2p-оболочки О и Bi 6pоболочки занимают дно зоны проводимости. Различные вклады 5s электронов олова и 6s висмута состояний валентной зоны и зоны проводимости проявляются, как в атомной энергии связи, так и в силе взаимодействия катионов металла с анионами кислорода [12]. Хром преимущественно занимает октаэдрические позиции [13–15]. Хром замещает ионы олова, подобно как в работе [16]. При вхождении в октаэдр ион Cr⁺³ вызывает деформацию его двумя путями [17], как с изменением положения ионов кислорода возле непо-



Рис. 3. Температурная зависимость коэффициента термоЭДС Bi₂(Sn_{0.9}Cr_{0.1})₂O₇.

движного Cr⁺³, так и в результате смещения Cr⁺³ к центру октаэдра. Трехвалентное состояние ионов хрома вызывает изменение валентности висмута по схеме $Bi^{3+}+2Sn^{4+} \rightarrow Bi^{5+}+2Cr^{3+}$. Этому способствует конфигурация пирохлор решетки. В результате, вблизи дна зоны проводимости, возможно образование примесной подзоны из ионов хрома. Положение примесной подзоны относительно валентной зоны и тип носителей заряда определен из измерений термо-ЭДС. На зависимости $\alpha = f(T)$ состава Bi₂(Sn_{0.9}Cr_{0.1})₂O₇ наблюдается смена знака термоЭДС с отрицательного на положительный в интервале температур 550 – 680 К (рис.3).

При изучении магнитной восприимчивости Bi₂(Sn_{1-x}Cr_x)₂O₇ определена парамагнитная температура Кюри – Вейсса Ө. Достаточно хорошее соответствие эксперимента и моделирования для описания полевых зависимостей удельной намагниченности получено при использовании выражения:

$$M/N_A \mu_B = SB_S(gS\mu_B H/k_B T) \tag{1}$$

где N_A – число Авогадро, g = 2 - g-фактор, k_B – сопят Больцмана, μ_B –магнетон Бора, H – напряженность магнитного поля, T – температура, исходя из предположения, что величина спина хрома в твердых растворах S = 3/2. С ростом концентрации катионов замещения увеличивается удельная намагниченность. Величина обратной магнитной восприимчивости, например состава Bi₂(Sn_{0.9}Cr_{0.1})₂O₇, достаточно заметно из-меняет наклон при переходе из $\alpha \rightarrow \beta$ фазу при температуре $T \sim 370$ К. Парамагнитная температура Кюри – Вейсса увеличивается практически в три раза, от значения $|\Theta| \sim 50$ К до $|\Theta| \sim 150$ К при T > 400 К. В области температур существования тетрагональной фазы изменение постоянной решетки (a-c)/a = 0.01 составляет порядка процента, поэтому можно пренебречь разницей обменных взаимодействий в плоскости и вдоль тетрагональной оси и оценить изменение обменных параметров $J_T/J_C = \Theta_T/\Theta_C = 1/3$. В кубической фазе ферромагнитный обмен увеличивается в три раза, а электросопротивление резко уменьшается. Это может быть след-

ствием дополнительного механизма обменного взаимодействия через носители тока, например, в результате кинетического обмена.

Заключение

В твердых растворах Bi₂(Sn_{1-x}Cr_x)₂O₇ (x = 0.05; 0.1) выявлены два кристаллические фазовые превращения, которые отсутствуют в Bi₂Sn₂O₇. Полиморфные переходы и переход из орторомбической в кубическую фазу сопровождаются изменениями электрическо-го сопротивления, вызванными перестройкой электронной структуры. Установлено наличие трехвалентного состояния ионов хрома со спином S = 3/2 в кристаллической структуре твердых растворов Bi₂(Sn_{1-x}Cr_x)₂O₇. Показано, что обменное магнитное взаимодействие между спинами катионов хрома увеличивается практически в три раза при переходе от тетрагональной к кубической сингонии.

Список литературы

- 1. Gopel W. Ultimate Limits in Miniaturization of Chemical Sensors, Sens. Actuators, A. 56, 83 (1996).
- 2. Moseley P.T. Materials Selection for Semiconductor Gas Sensors, Sens. Actuators, B. 6, 149 (1992).
- 3. А.М. Гаськов, М.Н. Румянцева. Неорган. Материалы. 36, 369 (2000).
- 4. R.D. Shannon, J.d. Beirlein, L.J. Gillon et.al. J. Phys. Chem. Solids 41, 117 (1980).
- 5. Е. В. Жариков, П.В. Ковтуненко. Перспективные материалы. 5, 5 (2002).
- 6. Michael Fischer, Thomas Malcherek, and Ulrich Bismayer. Phys. Rev.B. 78, 014108 (2008).
- 7. Aron Walsh and Graeme W. Watson. Chem. Mater. 19, 5158 (2007).
- 8. R.X. Silva, C.W.A. Paschoal, R.M. Almeida, M. Carvalho Castro Jr., A.P. Ayala, Jeffrey T. Auletta, Michael W. Lufaso. Vibrational Spectroscopy. **64**, 172 (2013).
- 9. F. Brisse, O. Knop. Can. J. Chem. 46, 859 (1968).
- 10. Л.В. Удод, С.С. Аплеснин, М.Н. Ситников, М.С. Молокеев. ФТТ. 56, 1267 (2014).
- 11. I.R. Evans, J.A.K. Howard, J.S.O. Evans, J. Mat. Chem. 13, 2098 (2003)
- 12. Aron Walsh, Graeme W. Watson, David J. Payne, Gregory Atkinson and Russell G. Egdell. J. Mater. Chem. 16, 3452, (2006).
- I. Jenlrzejewska, J. Mroziski, P. Zajdel, T. Mydlarz, T. Goryczka, A. Hanc, E. Maciazek. Archives of Metallurgy and Materials. 54, 723 (2009).
- 14. A. Weiss, H. Witte. Kristallstrukture und chemische Bindung. Verlag Chemie, Weinheim, 1983.
- 15. A.A. Pandit, S.S. More, R.G. Dorik and K.M. Jadhav. Bull. Mater. Sci. 26, 517 (2003).
- 16. Е.Н. Тумаев, К.С. Авадов. ФТТ. 53, 518 (2011).
- 17. Z.-Y. Yang, C.Rudowicz, J. Qin. Physica B. 318, 188 (2002)

ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ НА ОСНОВЕ МОНОТЕЛЛУРИДОВ ХРОМА И КОБАЛЬТА. УСЛОВИЯ СИНТЕЗА И КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА

Кривченя Д.А., Янушкевич К.И.

ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь, krdemetria@ya.ru

Синтез новых магнитных и полупроводниковых материалов, изучение особенностей их кристаллической структуры и физико-химических свойств в широком интервале температур являются приоритетными задачами физики конденсированного состояния.

Перспективными твердыми растворами для получения новых магнитных материалов с температурами магнитных фазовых превращений выше комнатных являются твердые растворы квазибинарного разреза CrTe–CoTe. Температура Кюри ферромагнетика монотеллурида хрома ~350 K [1]. У слабоферромагнитного материала соединения CoTe она ~1270 К [2]. Поэтому высока вероятность синтеза новых ферромагнетиков в системе $Cr_{1-x}Co_xTe$ с температурами Кюри в интервале температур 340–1200 К.

Для синтеза базовых составов монотеллуридов CrTe, CoTe и твердых растворов на их основе использован метод твердофазных реакций в вакууме. Поскольку температура плавления теллура ($T_{пл} = 723$ K) значительно ниже температур плавления хрома ($T_{пл} = 2150$ K) и кобальта ($T_{пл} = 1765$ K), то синтез методом прямого сплавления затруднен. Шихта из высокочистых элементов в необходимых соотношениях для синтеза монотеллуридов CrTe и CoTe в вакууме кварцевых ампул нагревалась пошагово до температур 713 K, 973 K и 1273 K с последующей выдержкой 18–20 часов, 20–24 часов 1–2 часов, соответственно. Далее следовала закалка в воде при комнатной температуре. Извлечённые образцы после первичного спекания имели темно-серый цвет, были пористыми и представляли собой спёки в пемзообразном состоянии. Рентгеноструктурные исследования в Cu K_{α} – излучении CrTe и CoTe уже после первичного спекания подтвердили наличие гексагональной элементарной кристаллической ячейки пространственной группы $P6_3/mmc$ (рис.1), характерной для монохалькогенидов Зd–элементов.



Рис. 1. Гексагональная структура NiAs: — атом As, — атом Ni (слева). Элементарная ячейка Cr_{1-x}Te (справа) [3].

На основе полученных соединений СгТе и СоТе осуществлен синтез твердых растворов системы $Cr_{1-x}Co_xTe$ с шагом по концентрации x = 0,1. Соответствующие количества СгТе и СоТе подвергались тщательному перемешиванию. Полученная шихта прессовалась в таблетки с целью обеспечения условий гомогенизации и равномерного протекания реакций в твердой фазе. Диаметр таблеток шихты не превышал 12 мм. В вакууме (р ~ 10^{-2} Па) кварцевых ампул таблетки нагревали до 1173 K, выдерживали при данной температуре в течение 24 часов. Далее также следовала закалка в воде при комнатной температуре для фиксирования гексагональной структуры, свойственной монохалькогенидам кобальта и хрома при высоких температурах.

Рентгенограммы синтезированных составов системы $Cr_{1-x}Co_xTe$ указывают на их однофазность для концентраций x = 0,0, 0,1, 0,9, 1,0. Параметры элементарных ячеек составов указанных концентраций приведены в таблице 1.

Для концентраций x = 0,2 - 0,8 вопрос об однофазности составов остаётся открытым. Причин для этого несколько. Во-первых, несмотря на близость величин объёмов элементарных кристаллических ячеек образующих систему монохалькогенидов CrTe и CoTe (различие менее 15%) образование широких областей твердых растворов может быть затруднено по причине осевого перекоса элементарных ячеек из-за значительного различия соотношения параметров *c/a* у образующих систему составов. Так у CrTe *c/a* = 1,557 [3], а у CoTe *c/a* = 1,384 [2]. Во-вторых, велика вероятность, что для полноценного протекания твердофазных реакций в шихте CrTe– CoTe указанных концентраций требуется корректи-
ровка температур синтеза. Поскольку к настоящему времени установлено, что температура плавления монотеллурида кобальта $T_{\text{пл.CoTe}}$ = 1283 К [4] ниже температуры плавления монотеллурида хрома $T_{\text{пл.CrTe}}$ = 1523 К [5].

Концентрация, х	а, нм	С, НМ
0,0	0,401	0,626
0,1	0,399	0,622
0,9	0,394	0,570
1,0	0,390	0,538

Таблица 1. Параметры элементарных ячеек Cr_{1-x}Co_xTe.

На рис.2 приведена рентгенограмма твердого раствора $Cr_{0,2}Co_{0,8}Te$, которая демонстрирует двухфазное кристаллическое состояние наличием избыточных рефлексов. Но при сравнении рентгенограммы состава концентрации x = 0,2 с рентгенограммой смеси исходной шихты для спекания (рис. 3), состоящей из суммы рентгенограмм CrTe и CoTe, обнаруживаются несовпадения: отсутствие рефлексов на одной из двух рентгенограмм (20 = 45,28°, 52,36°, 54,88°, 59,16° и др.) и сдвиг всех остальных. Угловые положения рефлексов на рентгенограмме смещены как влево, так и вправо по оси абсцисс графика. Попытка индексировать рентгенограмму состава $Cr_{0,2}Co_{0,8}Te$, возможно имеющего гексагональную сингонию, приводит к бо́льшим параметрам элементарной ячейки (более, чем в 2 раза), свойственным дихалькогенидам переходных металлов со слоистой гексагональной структурой.



Рис. 2. Рентгенограмма образца Cr_{0,2}Co_{0,8}Te



Рис. 3. Рентгенограмма смеси крайних соединений СоТе и СгТе.

Список литературы

- Ohta, S. Pressure effect on the Curie temperature and thermal expansion of CrTe / S. Ohta [et al.] // I. Phys.: Condens. Matter. – 1993. Vol. 5. – P. 2759-2768.
- Uchida, E. Magnetic properties of cobalt telluride / E. Uchida // J. Phys. Society of Japan. 1955. Vol. 10, №7. – P. 517-522.
- Dijkstra, J. Band-structure calculations, and magnetic and transport properties of ferromagnetic chromium tellurides (CrTe, Cr₃Te₄, Cr₂Te₃) / J. Dijkstra [et al.] // J. Phys.: Condens. Matter. 1989. Vol. 1. P. 9141-9161.
- 4. Geffken, R.M. Thermodynamic properties of cobalt-tellurium alloys / R.M. Geffken [et al.] // J. Solid State Chemistry. – 1972. – Vol. 4. – P. 153-162.
- 5. Ipser, H. Transition metal-chalcogen systems VIII: the Cr-Te phase diagram / H. Ipser [et al.] // J. Less-Common Metals. 1983. Vol. 92. P. 265-282.

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, УСАДКА И КОРОБЛЕНИЕ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПЕРЕРАБАТЫВАЕМЫХ ПО ЭКСТРУЗИОННО-ПРЕССОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Герасименко С.А.

Государственное научное учреждение «Институт механики металлополимерных систем им. В.А.Белого Национальной академии наук Беларуси», г.Гомель, Беларусь, gerasimenko_s@tut.by

Среди известных технологий получения крупногабаритных пластмассовых изделий одной из наиболее экономичных, прежде всего из-за значительного упрощения конструкции технологической оснастки, является экструзионно-прессовая технология (ЭПТ) [1]. При ее использовании расплав термопласта генерируется в одно- или двухшнековом экс-

трудере. Затем он быстро выдавливается из материального цилиндра экструдера и распределяется требуемым образом на поверхности оформляющих элементов одной из полуформ раскрытой пресс-формы. После этого узел впрыска выводится из рабочей зоны пресс-формы и происходит ее быстрое закрытие при приложении необходимого усилия прессования. Формование изделий при использовании ЭПТ в отличие, например от литья под давлением осуществляется при пониженных давлениях расплава и сдвиговых воздействиях на расплав.

Цель данной работы – изучить влияние реологических свойств термопластичных материалов, включая смесевые и наполненные композиты, на их усадку и коробление при формовании по ЭПТ.

В экспериментах использовали специально разработанную технологическую оснастку, позволяющую экспериментально определять длину затекания полимерного расплава в оформляющую полость, выполненную в виде спирали, а также универсальную пресс-форму для изучения усадочных явлений и коробления, и получения образцов для определения показателей механических свойств. Изменяли состав ПМ, уровень тепловых и силовых воздействий на расплав.

Установлено отсутствие линейной зависимости между длиной затекания ПМ и показателями реологических свойств полимерных расплавов. В связи с этим значения показателя текучести (или вязкости расплава) различных термопластов не могут использоваться для сравнительной оценки из формуемости.

Показано, что длина затекания смесей термопластов в значительной степени определяется их фазовой структурой. Добавки высокоиндексного полимера, образующего дисперсную фазу в смеси могут привести к существенному повышению длины затекания.

Механическими свойствами, усадкой и короблением изделий можно управлять в широких пределах, варьируя состав ПМ. Введение в материалы различных наполнителей, стекловолокна, малых количеств низкомолекулярных веществ, химических вспенивающих агентов, способствующих образованию в изделиях закрытых пор, оказывает существенное влияние на механизм течения полимерного расплава в узких каналах технологической оснастки [2-4].

Список литературы

- 1. Герасименко, С.А. Анализ формуемости термопластов при экструзионно-прессовой переработке [Текст] / Герасименко, С.А., Песецкий, С.С. // Материалы. Технологии. Инструмент. – 2008. – Т.13 – № 1. – С. 38–47.
- 2. Герасименко, С.А. Влияние реологических свойств расплава полиэтилена на его формуемость при экструзионно-прессовой переработке [Текст] / Герасименко, С.А., Песецкий, С.С. // Материалы. Технологии. Инструмент. 2009. Т.14 № 4. С. 72–77.
- Герасименко, С.А. Исследование формуемости при экструзионно-прессовой переработке полипропилена, подвергнутого пероксидному модифицированию в расплаве [Текст] / Герасименко, С.А., Песецкий, С.С. // Материалы. Технологии. Инструмент. – 2010. – Т.15 – № 1. – С. 89–95.
- 4. Герасименко, С.А. О формуемости смесей ПП/ПЭ при экструзионно-прессовой переработке [Текст] / Герасименко, С.А., Песецкий, С.С. // Материалы. Технологии. Инструмент. 2011. Т.16 № 3. С. 71–79.

О ВЛИЯНИИ КОРОТКИХ СТЕКЛОВОЛОКОН НА МОЛЕКУЛЯРНУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТА

Дубровский В. В., Абрамова Т. М.

ГНУ «Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси», г. Гомель, Беларусь otdel5mpri@tut.by

Частично-кристаллический полиэтилентерефталат (ПЭТ) относится к числу важнейших термопластичных полимеров с широким спектром областей практического применения. Он используется для изготовления волокон, нитей, пленок, тары для напитков и продуктов питания, а также для получения композиционных материалов технического назначения. Все более широкое применение в промышленности находят материалы на основе ПЭТ, армированного короткими стекловолокнами (СВ). При их создании важно обладать информацией о закономерностях изменения структуры, реологических, механических и релаксационных свойств ПЭТ при введении в него СВ. В докладе приводятся результаты исследований, характеризующие изменение молекулярной структуры и комплекса показателей свойств композитов ПЭТ/СВ в зависимости от концентрации коротких стекловолокон и технологического режима компаундирования материалов.

Свойства композитов ПЭТ/СВ, как и любых других стеклоармированных термопластов, являются результатом комбинации свойств СВ, полимерной матрицы и способности материала передавать механические нагрузки через поверхность раздела волокнополимер. Такие параметры, как межфазная адгезия, концентрация и прочность СВ, диаметр и соотношение размеров моноволокон (отношение длина/диаметр – l_f / d_f) и их ориентация имеют решающее значение в придании баланса свойств, который достигается в стеклоармированных композитах, переработанных литьем под давлением [1–3].

Композиты ПЭТ/СВ получали компаундированием в расплаве полиэфира по экструзионной технологии (использовали двухшнековый экструдер с диаметром шнеков 35 мм и L/D = 40). Концентрацию СВ варьировали в пределах от 9 до 46 мас. %.

Установлено, что увеличение концентрации СВ приводит к двухкратному уменьшению их длины, снижению молекулярной массы ПЭТ и ослаблению межфазного адгезионного взаимодействия, что объясняет ухудшение эффективности армирующего действия волокон при их высокой концентрации.

Список литературы

- 1. Песецкий, С.С. Холодная кристаллизация полиэтилентерефталата в смесях с полибутилентерефталатом, армированных стекловолокном / С.С. Песецкий, В.В. Дубровский, В.Н. Коваль // Доклады НАН Беларуси. 2011. Т. 55, № 4. С. 106–112.
- Awaja, F. Recycling of PET / F. Awaja, D. Pavel // European Polymer Journal. 2005. Vol. 41. P. 1453–1477.
- Дубровский, В.В. О влиянии коротких стекловолокон на молекулярно-структурные параметры, механические и реологические свойства полиэтилентерефталата / В.В. Дубровский, В.Н. Коваль, С.П. Богданович, С.С. Песецкий // Материалы. Технологии. Инструмент. 2013. Т. 18, №4. С. 50–57.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТРАНСФОРМАЦИИ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР И ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН

Зеленев В.М., Кустов А.И., Мигель И.А.¹

Воронежский государственный педагогический университет, Россия ¹ВУНЦ ВВС ВВА им. профессора Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия akvor@yandex.ru

Одна из современных актуальных проблем при создании новых материалов и технологий их производства – проблема зарождения дефектных структур, и их развития в процессе деформации. Для выявления дефектов и их характеризации желательно применение методов исследования, прежде всего, приповерхностных слоев изучаемых объектов, имеющих определяющее влияние на их физические свойства. При этом требуются режимы, обеспечивающие получение взаимодополняющей информации, как относительно друг друга, так и по отношению к развитым стандартным методам исследований. Одними из наиболее соответствующих предъявляемым требованиям, на наш взгляд, являются АМДметоды [1,2]. Решению поставленных задач с их помощью и посвящена настоящая работа.

Первый этап – создание и апробация методики выявления и характеризации дефектов различной физической природы, а также определение критичных параметров объектов исследований. Второй этап - оценка процесса деформации и его параметров с помощью АМД-методов. Рассмотрим более подробно одну из методик, позволяющую выявлять микротрещины, определять их поперечные размеры, глубину, оценивать степень опасности для объекта в целом. Для этого был разработан акустический метод интерференционных полос, который позволяет экспериментально, без применения V(Z) – кривых [3], рассчитать значения скорости UR поверхностных акустических волн (ПАВ) непосредственно по акустическому изображению. Проведенные на модельных образцах эксперименты показали, что при определенных условиях вокруг микротрещин наблюдаются системы интерференционных полос (ОСП), образованные стоячими акустическими волнами [4]. Появление ОПС обусловлено линейностью акустических приемников. Было предложено использовать данное явление для обнаружения микротрещин, толщина которых практически на порядок ниже длины AB (λ_R), применяемой для визуализации. Пример акустического изображения трещины в модельном образце из кремния <111> с ОСП приведен на рис. 1.



Рис.1. Микротрещина в Si <111> с окаймляющей системой полос (404 МГц, H₂O, масштаб 18 мкм /дел., ширина трещины 2,2 мкм, λ_R = 11,34 ± 0,3 мкм, υ_R = 4,66 10³ м /с, Z = -4 мкм)

Оно демонстрирует возможность точного расчета значений λ_R (до десятых долей микрометра) и скорости ПАВ (погрешность 0,5 – 1,0%). Кроме того, такие трещины хорошо выявляются и под слоем алюминия толщиной до 15 – 20 мкм. Такие полосы обусловлены интерференцией различных частей отраженного излучения. Они могут быть использованы для количественных оценок акустических параметров образцов, в особенности при количественной оценке параметров малых включений на ограниченной площади.

Выходной сигнал САМ вблизи границы может быть записан в виде:

$$V(x,Z) = A(Z)e^{i\varphi_0(Z)} + V(Z)e^{i\varphi_{ref}(Z)}$$
(1)

где $A(Z)exp{i\phi_0(Z)}$ – основной сигнал на выходе микроскопа. Он не зависит ни от наличия границы, ни от расстояния от нее до фокального пятна. Амплитуда и фаза основного

сигнала, естественно, зависят от координаты Z - взаимного положения линзы и поверхности образца. На основной сигнал накладывается дополнительный сигнал $V_{ref}(Z)\exp\{i\phi_{ref}(Z)\}$ возбуждаемый вытекающими рэлеевскими волнами, отраженными от препятствия. Реальный вклад в выходной сигнал дают только волны, падающие на это препятствие нормально к границе. Дополнительный фазовый сдвиг $\phi_{ref}(x)$ обусловлен распространением рэлеевской волны от фокального пятна до препятствия и обратно вдоль направления нормали к границе раздела (координата x):

$$\varphi_{ref}(x) = 2\frac{\omega}{\nu_R}x .$$
 (2)

Из волновых представлений следует, что расстояние между соседними светлыми или темными полосами равно половине длины λ_R рэлеевской волны:

$$\Delta x = \frac{\lambda_R}{2} \,. \tag{3}$$

А скорость υ_R , фактически равная $\upsilon_{\text{пав}}$, определяется выражением

$$v_R = 2v_l \,^{\Delta x} /_{\lambda_l},\tag{4}$$

где υ_l –скорость звука в иммерсионной жидкости, λ_l –длина акустической волны в иммерсии; Δx – расстояние между соседними однотипными полосами.

Волны на рис. 1 – стоячие, и изображения их узлов расположены на расстояниях $\lambda_R/2$. Для расчета значений λ_R , определили масштаб. На 10 больших делений масштабной сетки приходилось 87,6 мм. С другой стороны, масштабы стандартных изображений САМ, определенные с помощью набора эталонных объектов, составляют 18, 25, 35 мкм/дел. В рассматриваемом эксперименте увеличение было максимальным, а значит, масштаб составлял 18 мкм/дел. Из пропорции находим, что на 1 мм на изображении приходится 2,05 мкм (87,6 мм/10 дел. = 8,76 мм/дел., следовательно, на 1 мм приходится 18/8,76 = 2,05 мкм). С другой стороны, из измерений расстояния, на котором укладывается целое число полуволн можно рассчитать значения $\lambda_R/2$ в миллиметрах на изображении. Восемь $\lambda_R/2$ укладывается на 22,3 мм. Следовательно, в миллиметрах $\lambda_R/2$ в рассматриваемом случае составит 22,3/8 = 2,79 мм. Умножив это значение на величину масштаба получим: $\lambda_R = 2 \cdot 2,79 \cdot 2,05$ мкм = 11,43 мкм. С учетом известной (407 МГц) рабочей частоты сканирующего акустического микроскопа (САМ), рассчитали величину скорости ν_R :

$$\nu_R = \lambda_R f = 11,43 \ 10^6 \ 407 \ 10^6 = 4,65 \ 10^3 \ (\text{m/c}). \tag{5}$$

Для оценки достоверности полученных значений ν_R определяли их с помощью другого способа, применив режим вертикального сканирования объекта вдоль оси Z акустической линзы и метод V(Z) – кривых. В проведенных экспериментах ΔZ_N определялось путем деления расстояния между первой и четвертой впадинами на соответствующее количество "горбов" (равное трем):

$$\Delta Z_N = Z_N / N = 104,7 / 3 = 34,9 \text{ мкм.}$$
(6)

Тогда, используя [4] формулу:

$$\nu_{R} = \nu_{l} \left(1 - (1 - \nu_{l} / 2f \Delta Z_{N})^{2} \right)^{1/2}$$
(7)

определяли υ_R , считая $\upsilon_1 = 1483$ м/с при 20⁰С и f = 407 МГц. Полученное в результате значение $\upsilon_R = 4650$ м/с с учетом погрешности, не превышающей 1% совпадает с приводимыми в литературе данными для кремния этой кристаллографической ориентации. Этот же метод применен нами для оценки скорости рэлеевской волны в одиночных волокнах нитрида бора внутри керамической матрицы [5] (с диаметром волокон порядка 10–30 мкм).

На акустическом изображении имеется калибровочная сетка, позволяющая рассчитывать размеры тех или иных структурных составляющих. Измерив начальные размеры выбранного объекта вдоль двух взаимно перпендикулярных направлений и контролируя их в процессе деформации или после неё, определяют степень деформации. В настоящей работе использовался оценочный критерий связанный с нанесением на поверхность объекта набора калиброванных "меток" (рис.3). Зная величину периодов c и d до деформационного воздействия и их трансформацию после неё рассчитывают значение степени деформации. Оценка степени деформации исследуемого образца может быть осуществлена и путём статистической обработки результатов анализа совокупности зёрен структуры.



Рис. 2. Схема расчета степени деформации



Рис. 3. Акустическая визуализация структуры стали с различной степенью деформации (*a*) 5% деформация; шлиф параллелен плоскости прокатки; \vec{o}) 50% деформация; шлиф параллелен плоскости прокатки; H₂O, Z = -12 мкм, масштаб 50 мкм/дел.).

На основании применения методов анализа V(Z)-кривых рассчитываются значения скорости акустических волн (AB), например, поверхностных (υ_R). При деформации материала меняются как интегральные, так и локальные значения υ_R . По их величинам, а также по степени дисперсии судят о степени деформации материала. На рис.6 представлена характерная V(Z)-кривая для одного из сортов стали. Её анализ позволяет оценить уровень поглощения AB в материале, а также величину υ_R и модуля упругости *E*.



Рис. 4. Оценка физических параметров стали с различной степенью деформации методом V(Z) – кривых (H₂O, по вертикали: 1 В/дел., *a*) 5% деформация; шлиф параллелен плоскости прокатки; масштаб по горизонтали: 12,5 мкм/дел., $\Delta Z_N = 14,95$ мкм, $\upsilon_R = 3,11.10^3$ м/с б) 50% деформация; шлиф параллелен плоскости прокатки; масштаб по горизонтали: 10,6 мкм/дел., $\Delta Z_N = 13,74$, $\upsilon_R = 2,98.10^3$ м/с;



Рис. 5. Зависимость скорости υ_R в стали от степени деформации (измерено методом V(Z) – кривых).

При исследовании образца по схеме, представленной на рис. 2, получим изображения с различной конфигурацией зёрен после различной степени деформации (рис. 3), и различные значения v_R Анализ изображений и расчёт v_R по V(Z)-кривым позволил получить для ряда сталей зависимости v_R и степени деформации от размеров зерна (рис.5). В конечном итоге, можно получить зависимость $v_R - \varepsilon\%$, анализ которой позволяет простым измерением скорости ПАВ получать величину деформации области исследований.

Таким образом, применение АМД-методов позволяет непосредственно рассчитывать степень деформации по акустическим снимкам, или определять эту характеристику по значениям скорости ПАВ в образцах.

Список литературы

- 1. Кустов А.И., Мигель И.А. и др. // М и ТОМ. 1998. № 4. С. 29 – 32.
- 2. 2. Кустов А.И. // "Физика и химия стекла", 1998 - т.24 - №6 - с.817-824.
- 3. Кустов А.И., Буданов А.В. и др. // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естест. и техн. науки. 2000. Т. 5. Вып. 2-3. С. 320 - 322.
- Кустов А.И., Мигель И.А., Щербинин И.А. // Сб. Трудов ХХ С.-Петерб. Чтений по проблемам 4. прочности, апр.2010, ч.1 – 368 с (с. 243-245).
- 5. Кустов А.И., Мигель И.А. // "Материаловедение", №8, 2011 г - с. 15 – 19.

ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОКРЫТИЙ АМД-МЕТОДАМИ

Кустов А.И.¹, Мигель И.А

¹Воронежский государственный педагогический университет, Россия ВУНЦ ВВС ВВА им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия akvor@yandex.ru

Изучение свойств кристаллов – отдельная область исследований, нуждающаяся в постоянном совершенствовании методов исследования степени совершенства структурного строения материалов. Особое внимание при этом уделяется контролю дефектных структур и анализу их трансформации. Весьма перспективны в этой области неразрушающего контроля методы исследований, построенные на применении акустических волн и имеющие ряд преимуществ [1,2]. В частности, АМД-методы позволяют получать серии структурных акустических изображений на различной глубине от поверхности, оценивать по ним степень однородности и изотропности материалов. Не менее информативным методом анализа структуры кристаллов является метод V(Z)-кривых [3]. Он основан на получении интерференционных картин для зеркально отраженных и переотраженных приповерхностными слоями объекта волн (при сканировании акустической линзы вдоль оси Z, перпендикулярной поверхности). Эти интерференционные картины формируются в виде характерных кривых, главный максимум которых связан с величиной коэффициента затухания акустических волн в материале объекта (ДV/V%), а лежащая правее область периодических осцилляций определяет значение характерного расстояния ΔZ_N [4]. Значение ∠Z_N позволяет рассчитать величину скорости U_R поверхностных акустических волн (ПAB): 1

$$\Delta Z_N = \frac{\upsilon_l}{2 \cdot f} \cdot \left[1 - \sqrt{1 - \left(\frac{\upsilon_l}{\upsilon_R}\right)^2} \right]^{-1} (1) \qquad \upsilon_R = \upsilon_l \cdot \left[1 - \left(1 - \frac{\upsilon_l}{2 \cdot f \cdot \Delta Z_N}\right)^2 \right]^{-\frac{1}{2}} (2)$$

1

При изменении кристаллографической ориентации приповерхностных слоев объекта меняются и характеристики распространения акустических волн в нем. По величине этих изменений судят о трансформации свойств кристалла. На рис.1 представлена характерная кривая для Ge <111>. Акустическое изображение участка исследований демонстрируется на рис.2.



Рис.1. Экспериментальная V(Z)-кривая для монокристаллического кремния Ge <111> ($\upsilon_R = 2,85 \ 10^3 \text{ м/c}, \Delta Z_N = 13,23 \text{ мкм}$, масштаб вертикал. 1 дел.= 0,25 В, горизонт. 1 дел.=11 мкм) **Рис. 2.** Акустическое изображение участка плавленого кварца (SiO₂) (масштаб 18 мкм/дел., Z= -12 мкм)

Рис.3. Зависимость затухания AB ($\Delta V/V\%$) в стали 40XH от глубины зондирования (*h*).

В дополнение к определению значений физических характеристик кристаллов отдельный интерес представляют слоистые структуры (или покрытия различной природы и толщины, способов получения). В настоящее время одна из актуальных проблем в области твердотельной электроники - проблема контроля толщин микро- и нанослоёв покрытий, а также измерение различных характеристик таких слоев. Успешно решить данную проблему позволяет разработанные в последние десятилетия АМД-методы [3,4]. В частности, благодаря различию импедансов подложек и покрытий с помощью АМД-измерений можно получить дисперсионные зависимости υ_R , по которым надёжно рассчитываются значения толщины покрытий.

На рис.1 демонстрируется V(Z)-кривая для монокристаллического кремния Ge <111>, которая при нанесении покрытий трансформируется, изменяя характерное расстояние ΔZ_N и позволяет рассчитать υ_R . При этом точность измерений, достигающая для ряда материалов для используемого CAM десятков ангстрем, обеспечивается, прежде всего, при высокой однородности подложек. Оценка однородности обеспечивается акустической визуализации области, для которой рассчитывается толщина покрытия. Пример такой визуализации представлен на рис.2. На рис.3 демонстрируется зависимость коэффициента затухания акустических волн в зависимости от глубины от поверхности объекта. На эту поверхность предварительно воздействовали путем диффузии. Анализ зависимости показывает, что слой материала с измененными свойствами составляет ~100 мкм.

Заметные преимущества АМД-методов проявляются при возникновении отслоений, или даже участков с пониженной адгезией, за счёт существенных различий акустических импедансов. Пример выявления таких участков для никелевого покрытия на пьезокерамике представлен на рис.4. На рис.4а видны лишь дефекты микронного уровня и сетка трещин (толщина которых по измерениям составляет 2–5 мкм). Однако, каких-либо признаков пониженной адгезии не наблюдается. На рис.4б – результаты сканирования изучаемого участка в режиме V(Z)-кривых. Выявлены подповерхностные области пониженной адгезии и отслоения покрытия с шириной от 10 до 25 мкм (что позднее было подтверждено и акустической подповерхностной визуализацией).







Рис.5. Оценка адгезии диэлектрических покрытий на стеклянной подложке *a*) оптическое изображение слоев Al_2O_3 в 0,3 мкм (темный фон) и ZnS в 0,7 мкм (светлый фон) на подложке из стекла (350х450 мкм²); *б*) акустическое изображение слоев Al_2O_3 в 0,3 мкм (темный фон) и ZnS в 0,7 мкм (светлый фон) на подложке из стекла (масштаб 45 мкм/дел., Z = -2 мкм).

Не менее важно определять адгезионные свойства покрытий на материалах высокой однородности, например, на стёклах или кристаллических полупроводниках. Пример результатов таких измерений для реальных промышленных объектов демонстрируется на рис. 5. На оптическом изображении (*a*) признаков дефектов нет, а на акустическом изображении (б) они явно видны. Количественная оценка адгезионных свойств производилась по анализу высоты главного максимума V(Z)- кривых.

Применяемые в АМД-методах для расчёта толщины покрытий V(Z)-кривые нечувствительны к природе как подложек, так и материала покрытий. Поэтому, эти методы демонстрируют высокий уровень надёжности и точности измерений и для подложек из спекаемых (порошковых) материалов. На рис. 6 представлена характерная V(Z)-кривая для ЦТС-35, на поверхность которой нанесены медные электроды различной толщины (для образца, V(Z)-кривая которого представлена на рисунке толщина покрытия составляет 0,3 мкм).

Разработанные АМД-методы позволяют определять и глубину измененных слоев материала, обусловленную параметрами внешних воздействий. Например, при шлифовке и полировке поверхности диэлектрических материалов, наблюдается изменение количества микротрещин, что приводит к трансформации значений скорости ПАВ, по которому можно оценить воздействие на материал.

И, наконец, представим результаты построения дисперсионных зависимостей скоростей акустических волн от толщины покрытий и физических характеристик подложек. На рис.7 представлена зависимость для корунда на стекле. Благодаря существенному различию значений скоростей ПАВ для изучаемых материалов точность определения толщины составляет ~60 ангстрем.



Рис. 6. Экспериментальная V(Z) – кривая для пьезокерамики с медным покрытием толщиной 0,3 мкм (масштаб по горизонтали 4 мкм/дел, по вертикали – 1 В/дел.)



Рис.7. Дисперсионная зависимость скорости ПАВ от толщины покрытия из корунда (Al_2O_3) на подложке из стекла

Таким образом, АМД-методы позволяют:

- неразрушающим способом оценивать однородность подложек из диэлектрических и полупроводниковых материалов;

- определять толщину покрытий, как диэлектрических, так и металлических;

-оценивать адгезионные параметры покрытий, как качественно, так и количественно;

- рассчитывать глубину слоев, с измененными свойствами, благодаря внешним воздействиям (механическим, термическим, диффузионным).

Список литературы

- 1. Кулаков М.А., Морозов А.И. // Акуст. Журнал. Т. XXXI. вып.6. 1985.С.817-820.
- 2. Wilson R. G., Weglein R. D. // Appl. Phys. 1994. V. 55. N 9. P. 3261-3275.
- 3. Кустов А.И., Мигель И.А. // Металлофизика и новейшие технологии, междунар. науч.-техн. журн., Киев, 2009, Т.31, №3, с.381-388.
- 4. Кустов А.И., Мигель И.А. // Материаловедение, №2 (155), 2010, с.9 14.
- 5. Кустов А.И., Мигель И.А. // Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки. Тамбов, 2013. Т. 18.—Вып.4.Часть 2. 612 с. (с.1875-1877).

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ И ЕЁ ОСОБЕННОСТЕЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРИАЛОВ

Кустов А.И.¹, Мигель И.А

¹ Воронежский государственный педагогический университет, Россия ВУНЦ ВВС ВВА им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия <u>akvor@yandex.ru</u>

Определение значений параметров структуры и анализ картины структурных составляющих– основа определения характеристик материалов в конденсированном состоянии. Расширение возможностей анализа взаимосвязи свойств и структуры материалов, достоверность получаемых данных связаны с набором применяемых методов (в том числе и АМД-методов [1,2], всё более широко используемых последние два десятка лет). Они позволяют исследовать состояние структуры, выявлять и характеризовать её особенности. К таким особенностям, прежде всего, относятся локальные флуктуации плотности, изменения прочностных, акустических и иных характеристик.

Известно, что практически любой материал является сложной системой с характерной структурой. Так как проблема характеризации свойств материалов всегда является *актуальной*, из неё вытекает не менее значимая проблема - анализа отдельных структурных составляющих и оценка степени их влияния на конкретные характеристики и состояние материала в целом. При этом особый интерес вызывает разработка методов, позволяющих выявлять предельные состояния материалов, или близкие к ним.

Целью проведенной нами работы являлось наблюдение и анализ структуры материалов, а также определение значений их физико-механических параметров в зависимости от характера систем неоднородностей. Для достижения поставленной цели и применялись АМД-методы. В частности, они позволяют рассчитывать значения скорости поверхностных акустических волн (ΠAB) в твердотельных материалах. Этот физический параметр тесно связан с величинами, характеризующими внешние воздействия на материал, а также с такими важными характеристиками объектов исследования как упругие модули, коэффициент поглощения акустических волн, степень анизотропности структуры и проч. [3]. На рис.1 представлены изображения V(Z)-кривых, которые демонстрируют изменение высоты главного максимума на ~60% в области микронеоднородности, что подтверждает способность разработанной методики выявлять (с помощью сканирующего акустического микроскопа (САМ)) микронеоднородности с поперечным размером менее разрешающей способности прибора. В настоящей работе этот параметр составлял 0,3 мкм.



Рис. 1. Изменение высоты главного максимума V(Z)кривой в районе микронеоднородности в (Ge <111>, $\upsilon_R = 2,87 \cdot 10^3$ м/с, $\Delta Z_N = 13,25$ мкм, $(\Delta V/V\%)_{max} = 68\%$, масштаб по вертикали 1 дел.= 0,25 В, по горизонтали – 1 дел.=11 мкм; расстояние от центра микронеоднородности *a*) 40 мкм, δ) 0 мкм).







Рис.3. Поиск максимального размера зерна стали 16ГС в зависимости от числа (N_u) циклов нагрузки с использованием MS Excel.

Известно, что прежде чем образуются микронеоднородности, изменяющие состояние материала и продвигающие его предельному, возникает к предстоящее состояние, которое ещё обратимо. Его выявление проводилось по величине дисперсии значений UR и изменению значений ДV/V% акустических волн. Пример дисперсии скорости ПАВ в одном из сортов стали приведён на рис.2. Повышение величины дисперсии приближает материал к предельному состоянию.

Важным параметром ПС являются экстремальные значения ряда характеристик. Для их нахождения также использовались возможности ИТ, в частности, встроенные функции Приложения MS Excel. Пример анализа влияния числа циклов нагрузки на величину размера зерна приведён на рис.3. Полученная зависимость демонстрирует, что изменение размера зерна может достигать 45-65% при интервале числа циклов воздействия в ~ 4 - 5 тысяч.

Оценив по акустическому изображению размер зерна, можно определить критическое значение предела текучести $\sigma_{0,2}$. Полученные тренды экспериментальных зависимостей

величин позволяют находить экстремальные значения параметров воздействия на образец.

Предвестником перехода к предельному состоянию (ПС) является появление критических значений выбранных критериев в локальных областях. В конечном итоге, определяющую роль в разрушении материала в целом играет процесс локального разрушения (ЛР). Изучение условий начала ЛР, зарождение микротрещины и ее развитие, расчёт объёмной плотности и т.п., представляет в настоящее время первоочередной интерес. Критериями прочности при статических нагрузках являются временное сопротивление $\sigma_{\rm B}$ или предел текучести $\sigma_{0,2}$ ($\sigma_{\rm T}$), характеризующие сопротивление материала пластической деформации. Методика расчёта этого параметра с помощью методов АМД рассмотрена нами в работе [4]. Иногда для грубой оценки статической прочности используют твер-

дость *HB* (для сталей эмпирически получено соотношение $\sigma_{\rm B} = HB/3$). Однако, эта оценка часто является достаточно вариативной. Величина критериев прочности позволяет рассчитать допустимые напряжения в материале.

В настоящее время актуален поиск и развитие новых методик, позволяющих не только фиксировать микродефекты, но и контролировать их критическую концентрацию. Эксперименты по расчёту d_3 с использованием подповерхностных акустических изображений показали, что для исследуемых сталей (08Х18Н10Т, ст.70, 15Х2НМФА, 06Х14Н8МД2Т и др.) такой параметр прочности как $\sigma_{0,2}$ подчиняется закону Холла-Петча: $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k \ d_3^{-1/2}$, где σ_0 и k - константы данного материала.

С помощью одного из $AM\mathcal{A}$ – методов, основанного на анализа V(Z)-кривых, измеряли величину v_R , рассчитывали модули E и G. Оценка значений предела прочности проводилась в соответствии с известным выражением $\sigma_{0,2} \cong \frac{G}{10^2 \cdot n \cdot \pi}$. Сравнение полученных зависимостей позволило сделать вывод о том, что измеряя v_R (или d_3) можно просто и надежно оценивать значения $\sigma_{0,2}$ (рис.4).



Рис.4. Зависимость предела текучести стали 18ХГТ от размера зерна

И, наконец, в качестве одного из критериев ПС можно использовать количество *N* микродефектов в объеме образца.

Таким образом, разработанные методики обеспечивают получение таких параметров образцов как Δv_R , v_R , $\Delta V/V$, E, G, N и др. Результаты исследований подтверждают, что методы *АМД* позволяют существенно расширить возможности характеризации ПС, в том числе и по неоднородностям. Разработаны АМД-методы для определения размера зерна d_3 ; для ряда сталей проведён расчёт этого параметра через v_R и из акустомикроскопических изображений.

Список литературы

- 1. Кустов А.И., Мигель И.А. // "Материаловедение", 2010 2 (155) с.9-14.
- Kustov A.I //Proceedings of VIII Inter. Conf. "Hydrogen Materials Science and Chemistry of Car bon Nanomaterials", Science Series, II. Physics and Chemistry, ed. Dm.Schur, vol. 72. 2004. p.203-215.
- 3. Кустов А.И., Мигель И.А. // "Материаловедение", №8, 2011 г с. 15 19.
- 4. Кустов А.И., Мигель И.А. Выработка критериев оценки деформации поверхности твердотельных материалов АМД-методами // Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки. - Тамбов, 2013. – Т. 18.—Вып.4.Часть 2. – 612 с. (с.1875-1877).

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА РОСТОВОЙ СИСТЕМЫ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СИНТЕТИЧЕСКИХ АЛМАЗНЫХ ПОРОШКОВ

Игнатенко О.В.¹, Коновалова А.В.¹, Комар В.А.¹, Леончик С.В.¹, Шемпель Н.А.¹, Алексеенок Ю.², Фронтасьева М.В.², Швецов В.Н.², А. Ene³, А. Cantaragiu³

¹ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», г. Минск, Беларусь ²Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия ³«Dunarea de Jos» University of Galati, Galati, Romania KonovalovaAlex@gmail.com

Аннотация

Синтезированы порошки алмаза в различных ростовых системах. С помощью сканирующего электронного микроскопа показано, что система Fe-Ni-C позволяет выращивать более крупные порошки алмаза, зерна которых в основном имеют правильную форму и высокие прочностные характеристики. Проведено исследование примесного состава синтезированных порошков методом нейтронно-активационного анализа. Показано, что алмазы, выращенные в системе Fe-Ni-C, имеют меньшее количество технологических примесей, что говорит о меньшей скорости роста кристаллов.

Введение

В настоящее время алмазные порошки с различными характеристиками широко применяются при изготовлении абразивного инструмента. Размер и форма зерен синтетических порошков алмаза, а также его прочностные характеристики во многом зависят от состава ростовой системы. Синтез алмазов может осуществляться в присутствии различных по составу металлических расплавов, однако установлена закономерность: в состав металлического расплава должны входить один или несколько элементов, являющихся катализаторами процесса [1]. Наиболее часто для этой цели используются Ni, Fe, Mn и Co. Применение катализаторов позволяет снизить давление синтеза алмаза до 5–6 ГПа.

Методика эксперимента

Синтез алмаза осуществлялся при давлении 5 ГПа (с учетом термического прироста давления, равного ~ 0.8ГПа) и температурах 1400 – 1830 °С в твердосплавных камерах высокого давления типа «наковальня с лункой» в контейнерах из литографского камня. После генерирования давления и температуры в реакционной ячейке происходит плавление металла-катализатора. В образующемся расплаве растворяется графит. При определенных условиях происходит локальное пересыщение расплава углеродом. На границе контакта расплава с нерастворенным графитом наблюдается недостаток углерода в расплаве, про-исходит его дальнейшее растворение. В глубине расплавленной области происходит пересыщение углеродом и формирование новой твердой фазы с кубической структурой, синтетического алмаза. В зависимости от условий кристаллизации новая фаза может, как образовываться, так и со временем растворяться в катализаторе. Одним из данных условий является химическая природа металла катализатора.

При заданных параметрах синтеза проводили по 25 идентичных опытов. Полученный порошок алмаза извлекался из продуктов синтеза последовательным травлением в смеси щелочей и кислот.

Анализ синтезированных порошков алмаза проводился с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) HitachiSU8000 в Институте органической химии им. Н.Д. Зелинского.

Показатель прочности порошков синтетического алмаза определялся по величине статической нагрузки, вызывающей разрушение алмазного зерна, помещенного между двумя параллельными пластинами из твердого сплава марки ВК6.

Результаты и их обсуждение

На рис.1 представлены полученные при различном увеличении электронномикроскопические снимки порошков алмаза, которые были синтезированы в системе Fe-Ni-C. На каждом снимке в правом нижнем углу приведен масштаб, а в левом нижнем углу указана информация об использовавшемся детекторе. Синтезированные в железоникелевой системе роста алмазы в основном представлены хорошо ограненными целыми кристаллами (рис. 1), размер которых достигал 500 мкм. Максимальная прочностная характеристика данных порошков соответствовала марке AC100 (высокопрочный алмаз), где цифровой индекс соответствует среднеарифметическому значению показателей нагрузки при сжатии единичных зерен всех зернистостей данной марки, выраженному в ньютонах.



а) увеличение в 30 раз



Рис. 1. Электронно-микроскопические снимки синтезированного в системе Fe–Ni–C порошка алмаза

б) увеличение в 150 раз

На рис. 2 изображены полученные при различном увеличении электронномикроскопические снимки порошков алмаза, синтезированных в системе Mn-Ni-C, размер отдельных зерен которых составил 250/200 мкм. Данные порошки представлены целыми кристаллами (рис. 2*a*), их обломками (рис. 2*б*). Максимальная прочностная характеристика алмазов соответствовала марке AC15 (среднепрочный алмаз).



а) увеличение в 45 раз



б) увеличение в 400 раз

Рис.2. Электронно-микроскопические снимки синтезированного в системе Mn–Ni–C порошка алмаза

На основании данных, полученных методом нейтронно-активационного анализа, были построены гистограммы распределения технологических примесей для порошков алмаза, синтезированных в различных системах роста (рис. 3).

Как видно из гистограммы, для системы Fe–Ni–C характерны гораздо более низкие концентрации Al и Mn в порошках алмаза различной зернистости. Вероятно, это связано с тем, что железоникелевая система обеспечивает более низкие скорости роста кристаллов, что уменьшает вероятность захвата технологических примесей растущим алмазом из расплава. На это также указывает более правильная форма алмазов, синтезированных в системе Fe–Ni–C.

Из приведенных данных следует, что, несмотря на общий характер механизма образования алмаза (спонтанная кристаллизация из расплава катализатора), формирование новой фазы в присутствии различных катализаторов происходит с определенными особенностями. Это неминуемо отражается на свойствах синтезированных порошков алмаза. Прежде всего, следует отметить, что при прочих равных условиях кристаллизации, ростовая система Fe–Ni–C позволяет получать более крупные хорошо ограненные алмазы. Кристаллы правильной формы более равномерно распределяют нагрузку, что значительно улучшает его прочностные характеристики.



Рис. 3. Гистограммы распределения технологических примесей (Al и Mn) для порошков алмаза, синтезированных в системе Fe–Ni–C (*a*) и системе Mn–Ni–C (*б*)

Заключение

Синтез в системе Fe–Ni–C позволяет получать порошки алмаза с размером зерен до 500 мкм. Порошок в основном представлен хорошо ограненными целыми алмазами, обладающими высокой прочностью.

Синтезированные в Mn–Ni–C ростовой системе порошки алмаза представлены в основном среднепрочными сростками и осколками алмаза, а размер зерен колеблется от 200 до 250 мкм.

Согласно данным нейтронно-активационного анализа, ростовая система Fe–Ni–C позволяет синтезировать порошки алмаза с меньшим содержанием технологических примесей, что вероятно связано с меньшей, по сравнению с системой Mn–Ni–C, скоростью роста кристаллов.

Таким образом, система Fe–Ni–C потенциально перспективна в качестве базовой для разработки технологий получения высокопрочных алмазных порошков, в то время как система Mn–Ni–C является перспективной в качестве базовой для разработки технологий получения среднепрочных алмазных порошков.

Список литературы

 Чепуров А.И., Федоров И.И., Сонин В.М. Экспериментальное моделирование процессов алмазообразования // СО РАН. Объединенный ин-т геологии, геофизики и минералогии. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 1997. С. 196.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ПАРАМАГНИТНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИНТЕТИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА

Игнатенко О.В.¹, Коновалова А.В.¹, Азарко И.И.², Кузнецов Д.А.¹, Петрашко В.В.¹, Пыск А.В.¹, Паршутич С.Ф.¹, Аниченко Н.Г.¹, Ракицкая Л.И.¹, Аджаев В.Б.²

¹ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», г. Минск, Беларусь ²БГУ, Физический факультет, г. Минск, Беларусь KonovalovaAlex@gmail.com

Аннотация

Методом электронного парамагнитного резонанса исследованы синтетические монокристаллы алмаза различной прочности. Показано, что наименьшее количество парамагнитных дефектов содержат алмазы с наименьшей прочностью.

Введение

Основными технологическими примесями при синтезе алмаза в системе Fe-Ni-C являются азот, который неконтролируемым образом попадает из атмосферы в реакционную ячейку для синтеза при ее изготовлении и образует С-дефект, и никель, который попадает в кристалл из расплава металлов-катализаторов и располагается в узлах кристаллической решетки алмаза [1]. Данные дефекты являются парамагнитными центрами.

Целью работы является исследование методом электронного парамагнитного резонанса синтетических монокристаллов алмаза различной прочности.

Методика

Концентрация парамагнитных центров определялась по спектрам ЭПР, регистрируемых на спектрометре «Varian E-112». Регистрация проводилась при комнатной и азотной температурах, ориентация внешнего магнитного поля $H_0 \parallel <100>$ при значениях мощности 1 и 5 мВт. Спектр ЭПР С-дефекта в алмазе представлял собой триплет с соотношением интегральных интенсивностей 1:1:1 и g = 2.023.

Для нахождения концентрации С-дефекта применялся метод сравнения с эталоном. При снятии спектров ЭПР кристаллов в качестве эталона использовался Mn^{2+} , в котором число парамагнитных частиц было определено независимым от ЭПР методом и составляло $4\cdot10^{17}$ спин/г.

В случае, когда эталон и исследуемый образец дают линии ЭПР, одинаковые по форме, но различные по ширине и интенсивности, концентрация парамагнитных центров может быть рассчитана по формуле $\frac{N_x}{N_{\text{эт}}} = \frac{I_x \cdot \Delta H_{1/2x}}{I_{\text{эт}} \cdot \Delta H_{1/2\text{эт}}} = \frac{I'_x \cdot (\Delta H_{pp\,x})^2}{I'_{\text{эт}} \cdot (\Delta H_{pp\,y})^2}$, где $\Delta H_{1/2}$, ΔH_{pp} – ширина

линии и ее производной, а I и I' - интенсивности линии и её производной.

Концентрация парамагнитного никеля в кристаллах определялась аналогичным методом.

Результаты

Типичный спектр ЭПР синтетических монокристаллов алмаза приведен на рис. 1. Концентрации парамагнитных центров были рассчитаны для 25 монокристаллов алмаза, синтезированных в ростовой системе Fe-Ni-C. Все монокристаллы были разделены на 3 группы. В первую группу (№8) вошло 12 кристаллов наибольшей прочности массой от 18 до 23 мг, вторая группа (№9) состояла из 12 алмазов средней прочности массой от 19 до 24 мг, третья группа («карандаш») состояла из 8 наименее прочных кристаллов массой от 21 до 27 мг.



Рис. 1. Типичные спектры ЭПР изолированных атомов азота (*a*) и никеля (*б*) в синтетических монокристаллах алмаза

Средние значения концентраций С-дефекта и парамагнитного никеля для каждой из групп алмазов представлены на рис. 2.



Рис.2. Гистограмма распределения С-дефектов (*a*) и парамагнитного никеля (б) в синтетических монокристаллах алмаза различной природы

Заключение

Из гистограммы распределения видно, что значения концентраций парамагнитных центров для монокристаллов алмаза различной природы хоть и незначительно, но отличаются между группами. Наблюдается общая тенденция: наибольшая концентрация и С-дефекта, и парамагнитного никеля соответствует первой группе, наименьшая – третьей. Таким образом, исходя из представленных данных, можно предположить, что кристаллы алмаза, находящиеся в третьей группе, являются наименее прочными.

Список литературы

 N. M. Kazyuchits, A. V. Konovalova, I. I. Azarko, F. F. Yakotsuk, I. N. Bogdanov, and Yu. K. Kabak (2014) «Effect of synthesis conditions on the impurity composition of STM Almazot diamond single crystals» published in Neorganicheskie Materialy, 2014, Vol. 50, No. 2, pp. 144–149.

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ С НАНОСТРУКТУРНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ

Шевченок А.А.¹, Ульянова Т.М.², Овсеенко Л.В.², Кашаед Е.А.¹, Жук Е.В.¹

¹ГНУ Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, <u>alexshev56@mail.ru</u>

²ГНУ Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г.Минск, Беларусь, ulya@igic.bas-net.by

Введение

Порошковые керамические композиции на основе частично стабилизированного диоксида циркония являются перспективными для создания конструкционных материалов и огнеупоров, поскольку кроме высокой температуры плавления, стойкости к коррозии и износу, диоксид циркония обладает низкой теплопроводностью, высокой прочностью и вязкостью разрушения. Последнее обусловлено эффектом трансформационного упрочнения. Диоксид циркония, в зависимости от метода его синтеза, кристаллической структуры, природы стабилизирующей добавки, и способа консолидации может широко изменять свои свойства [1, 2]. Применение наноразмерных порошков диоксида циркония позволяет не только снизить температуру спекания материала, но организовать его новую микроструктуру и получать керамические изделия в условиях сверхпластической деформации.

В связи с вышесказанным цель настоящей работы заключалась в исследовании влияния модифицирующих компонентов – наноструктурных волокнистых дисперсий диоксида циркония на фазовый состав, микроструктуру и прочностные свойства композиционных керамических материалов, полученных из промышленных порошков частично стабилизированного диоксида циркония.

Экспериментальная часть

Для приготовления образцов микронные порошки $ZrO_2(Y_2O_3)$ – наноструктурные дисперсии $ZrO_2(Y_2O_3)$, в качестве матричного материала использовались микронные промышленные порошки диоксида циркония ДЦИ-5, а в качестве модифицирующих добавок – синтезированные по темплатной технологии наноструктурные волокнистые порошки частично стабилизированного диоксида циркония - ZrO_2 -5 масс. % Y_2O_3 , термообработанные при температурах 600 °C, 900 °C и 1100 °C (ЧСЦ - 600 °C; ЧСЦ - 900 °C; ЧСЦ - 1100 °C [3]. Размол сухих промышленных порошков диоксида циркония выполнялся в планетарной мельнице, а смешивание с наноструктурным наполнителем проводили в той же мельнице в спиртовой среде в течение 30 минут для лучшей гомогенизации. Проведено определение гранулометрического состава приготовленных смесей. Установлено, что после помола промышленного порошка ДЦИ-5 10 % частиц имели размер менее 0,1 мкм, 50 % частиц имели размер менее 0,2 мкм и 90 % частиц имели размером 0,2 мкм и агломераты – 3 мкм.

Для исследования микроструктуры и прочностных свойств композиционной керамики из смесей порошков были получены методом одноосного двустороннего статического прессования заготовки в форме цилиндров диаметром 10 мм и высотой 15 мм, которые затем отжигали на воздухе в изотермическом режиме при 1600 и 1700°С. Структуру образцов изучали методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа (ДРОН 3) в CuK_{α} монохроматизированном излучении, расчет размеров кристаллитов диоксида циркония выполнялся по формуле Шеррера [4]. Микроструктуру исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе "Mira" фирмы "Tescan" (Чехия) в режиме отраженных электронов при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Анализ дифрактограмм экспериментальных образцов показал, что температура спекания и введенные модификаторы существенно влияют на соотношение моноклинной и тетрагональной фаз полученной композиционной керамики на основе диоксида циркония. У образцов, приготовленных из промышленного порошка ДЦИ-5, увеличение температуры спекания от 1600 до 1700° С снижало содержание тетрагональной фазы от 19,5 до 13 %. У керамических образцов с модифицирующими наноструктурными добавками 15 мас. % ЧСЦ - 900 °С и 15 масс. % ЧСЦ - 1100 ° С повышение температуры спекания от 1600 до 1700° С приводило к резкому возрастанию содержания тетрагональной фазы: в первом случае от 35,6 до 73 %, и от 23,6 до 93 % – во втором. Основываясь на выполненных ранее исследованиях [5], можно было предполагать повышение физико-механических свойств керамики у смешанных образцов, однако необходимо было также учитывать фактор образования микро- и макро-пористости у таких композитов.

Микроструктура керамики на основе промышленного порошка диоксида циркония ДЦИ-5, а также с модифицирующими наноструктурными добавками, спеченная при температурах 1600 и 1700 °C, после испытаний на сжатие представлена на рисунке 1.



Рис. 1. Микроструктура керамики на основе промышленного порошка диоксида циркония ДЦИ-5 – *a*) (1600 °C) и б) (1700 °C); смеси порошка ДЦИ-5 с 15 мас. % добавкой ЧСЦ 1100 °C – *в*) (1600 °C) и *c*) (1700 °C) после испытаний на сжатие

На изломе спеченная керамика была гомогенной. Как следует из фотографий на рисунке 1, после спекания при температурах 1600 и 1700 °С получались высокоплотные керамические материалы. В керамическом композите из промышленных порошков с помощью электронной сканирующей микроскопии было зафиксировано 2 типа частиц: более крупные кристаллы моноклинной фазы размером 3–5 мкм и масса мелких кристаллов размером 1–2 мкм тетрагональной фазы. С ростом температуры спекания от 1600 до 1700 °С размер кристаллов тетрагональной фазы возрастал от 1–2 мкм до 4–5 мкм. У экспериментальных образцов с наноструктурной добавкой 15 мас. % ЧСЦ (1100 °C) с ростом температуры отжига также наблюдался рост размера кристаллов, но в меньшей степени: от 1–1,5 мкм до 2–3 мкм. Следует отметить, что модифицирующая добавка обволакивала исходные крупные кристаллы диоксида циркония, образуя с ними каркасную структуру, и таким образом тормозила рост зерен при повышении температуры. Такая сложная структура керамики по нашему предположению обеспечивает более высокие физикомеханические свойства за счет лучшей связности зерен, а также их небольшого размера. Исследования прочностных свойств полученных керамических материалов подтвердили это предположение.

Результаты испытаний при сжатии экспериментальных образцов приведены в таблице 1. Испытание проводилось на универсальной испытательной машине «Tinius Olsen» (Великобритания).

Максимальный предел прочности при сжатии был зафиксирован у экспериментальных образцов с 15 мас.% модификаторов ЧСЦ-900 °С и ЧСЦ-1100 °С, соответственно, 1229 МПа и 1135 МПа, что приблизительно в 4-5 раз больше, чем у керамического материала без добавок. Как отмечалось выше, с ростом температуры спекания от 1600 до 1700 °С, возрастало содержание тетрагональной фазы диоксида циркония и, соответственно, наблюдалось повышение физико-механических свойств керамических композитов: предела прочности при сжатии, предела текучести при деформации 0,2 % и модуля Юнга.

Состав	Температура спекания, <i>T</i> , °С	Предел прочности на сжатие σ, МПа	Предел текучести σ _{0,2} , МПа	Модуль Юнга <i>E</i> , МПа
(ДЦИ-5)исх.	1600	200	195	9580
(ДЦИ-5)мол15 масс. % ЧСЦ (600 °С)	1600	358	354	12700
(ДЦИ-5)исх15 масс. % ЧСЦ (900 °С)	1600	595	515	15600
(ДЦИ-5)мол15 масс. % ЧСЦ (1100 °С)	1600	527	522	11800
(ДЦИ-5)мол.	1700	380	364	9890
(ДЦИ-5)исх15 масс. % ЧСЦ (900 °С)	1700	1229	1050	19400
(ДЦИ-5)исх15 масс. % ЧСЦ (1100 °С)	1700	1135	371	16200

Таблица 1. Результаты испытаний при сжатии экспериментальных образцов на основе ZrO₂ с наномодификаторами

Следует отметить, что добавка наноструктурного модификатора изменяла характер деформации материала при нагружении от хрупкого к псевдопластичному. Величина деформации композиционной керамики увеличивалась при сжатии на 30-35 %, что является важной характеристикой материала при расчете конструкций.

Заключение

Используя современные методы консолидации промышленных порошков тугоплавких оксидов в сочетании с наноструктурными активными модификаторами, можно создавать как плотные, так и пористые керамические композиционные материалы и прогнозировать их свойства. Установлены оптимальные составы для получения композиционной керамики с повышенными эксплуатационными характеристиками.

Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект Т13ИНЗ-002) и ГПНИ НАН Беларуси (задание 1.03).

Список литературы

- 1 Шевченко А.В., Рубан А.К., Дудник Е.В. Высокотехнологичная керамика на основе диоксида циркония // Огнеупоры и техническая керамика.- 2000.- № 9. С.2-8.
- 2 Antsiferov, V.N., Porozova S.E., Kulmetyeva V.B. Production of Ceramic Material on the Base of Nanocrystalline Zirconium Dioxide Stabilized with Yttrium Oxide // Structural chemistry of partially ordered systems, nanoparticles and nanocomposites: Topical meeting of the European Ceramic Society (27-29 June 2006, Saint-Petersburg, Russia). – St-Petersburg.- 2006. – P. 155-156.
- 3 Ульянова Т.М., Крутько Н.П., Титова Л.В. Процессы формирования и твердофазного взаимодействия оксидов в наноструктурных волокнах и порошках // Сборник научных статей «Наноструктуры в конденсированных средах» Минск: Издательский центр БГУ.- 2011.- С. 67-72.
- 4 Duwez, P., Odell F. Quantitative analysis of cubic and monoclinic zirconia by X-ray diffraction //J. Amer. Ceram. Soc. 1949. V. 32.- N1.- P. 180 183.
- 5 Ilyushchanka A.Ph., Shevchenok A.A, Ulyanova T.M., Titova L.V., Kulbitskaja L.V., Stepkin M.O. Alumina Ceramics Modified by Nanostructured Al₂O₃-MgO Whiskers// Proceedings of the European Congress and Exibition on Advanced Materials and Processes - Euro PM2013, ed. by Chalmers University of Technology, Gothenburg (Sweden) .- 2013.- pp. 225-230.

ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ОСТАТОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ

Чикова Т. С., Ховатов П. А.

Гродненский государственный университет им. Я. Купалы, Гродно, Беларусь, <u>t.chikova@grsu.by</u>

Деформационное двойникование, присущее многим технически важным металлам и сплавам, является одним из основных видов дислокационной пластичности кристаллов. Однако до настоящего времени не существует дислокационного теоретического описания всех стадий его развития. Подробно экспериментально изучена и исчерпывающе описана в рамках теории дислокаций только первая стадия – упругое двойникование [1]. В основу дислокационной теория упругого двойникования кристаллов положено экспериментальное изучение изменения формы и размеров двойника в зависимости от величины внешней нагрузки. Установлено, что упругий двойник остается очень тонким в течение всего процесса роста в кристалле, при этом отношение его толщины *h* к длине *L* составляет порядка $h/L \sim 10^{-4} - 10^{-3}$. Двойникующие дислокации, реализующие перестройку кристаллической структуры, расположены по контуру двойниковой прослойки и их распределение вдоль упругого двойника определяется условием равновесия кристалла с двойником под нагрузкой. Плотность распределения дислокаций вдоль двойниковых границ является непрерывной функцией и связана с толщиной двойника h. Малость параметра h/L позволяет считать упругий двойник плоским, что дает основания сформулировать для него ряд допущений, упрощающих решение задачи о равновесии макроскопического скопления одноименных дислокаций, находящихся во внешнем упругом поле под действием сил сопротивления со стороны кристаллической решетки.

Как только деформационный двойник заклинивается, т.е. перестает выходить из кристалла после разгрузки, характер его дальнейшего развития с ростом внешнего усилия существенно изменяется. Не только исчезает плавная зависимость длины и толщины клиновидного двойника от нагрузки, но обнаруживается непропорциональное и несинхронное изменение его размеров и искажение формы клина [2, 3]. Параметр h/L для остаточных двойников составляет $h/L \sim 10^{-2} - 10^{-1}$ и упрощения, возможные для формулировки дислокационной модели упругого двойника здесь уже не допустимы. В [1] показано, что в случае остаточного клиновидного двойника здесь уже не допустимы. В [1] показано, что в случае остаточного клиновидного двойника напряжения в упругой среде вокруг него при заданной внешней нагрузке определяются условиями на границе двойника, которые связаны с силами неупругого происхождения. Наличие стопоров в структуре кристалла, обеспечивающих заклинивание двойника приводит к тому, что условия зарождения двойникующих дислокаций на каждой из границ становятся неодинаковыми, что приводит к различию в силе неупругого происхождения на двух границах.

Остаточный двойник конечной толщины, также как и упругий, образован набором двойникующих дислокаций, расположенных по контуру прослойки, однако специфика формы прослойки не позволяет записать простое соотношение для функции плотности распределения двойникующих дислокаций на границах раздела. Теоретическое решение задачи о равновесной форме остаточного двойника конечной толщины в неоднородном поле напряжений требует надежных экспериментальных данных о дислокационной структуре межфазных границ раздела двойник-материнский кристалл. Измерение формы и размеров остаточных клиновидных двойников в металлах должно выполняться с высокой точностью и из-за сложности эксперимента проводится для наиболее простых случаев: прямолинейных [4] или когерентных двойниковых границ [5].

\mathbb{N}_{2}	2 1	$\mathbb{N}_{\mathbb{N}}$	2 2	\mathbb{N}_{2}	3	\mathbb{N}_{2}	4
<i>L</i> , мкм	<i>h</i> , мкм	<i>L</i> , мкм	<i>h</i> , мкм	<i>L</i> , мкм	<i>h</i> , мкм	<i>L</i> , мкм	<i>h</i> , мкм
0	0,7	0	0,23	0	0,36	0	0,24
0,50	0,69	0,64	0,36	0,44	0,36	0,23	0,17
1,10	0,65	1,26	0,32	0,85	0,36	0,58	0,12
1,74	0,56	1,96	0,36	1,25	0,21	0,94	0,11
2,30	0,63	2,62	0,22	1,54	0,06	1,39	0,06
2,81	0,69	3,45	0,22	2,4	0,06	1,87	0
3,41	0,72	4,20	0,21	3,00	0,06		
3,96	0,69	4,80	0,20	3,41	0,06		
4,54	0,55	5,47	0,09	3,80	0		
5,12	0,63	6,11	0				
5,71	0,56						
6,24	0,47						
6,98	0,36						
7,58	0,25						
8,32	0,19						
9,00	0,18						
9,65	0,12						
10,46	0,11						
11,08	0,05						
11,78	0						

Исследование рельефа поверхности сдвойникованного металла и измерение размеров остаточных клиновидных двойников сложной формы с необходимой точностью возможно методом атомной силовой микроскопии (ACM), который позволяет получать трехмерные изображения топографических особенностей поверхности образцов в нанометровом диапазоне. В работе изучены деформационные двойники, возникшие при индентировании плоскости спайности монокристалла цинка четырёхгранной алмазной пирамидкой на автоматическом микротвердомере HWMMT-X7. Отпечаток индентора и серия образовавшиеся вокруг него клиновидных двойников исследовались с помощью атомносилового микроскопа ACM «NT-206» со стандартными кремниевыми кантилеверами CSC-37, CSC-38 и с разрешением по вертикали 0,2 нм и по горизонтали 2,0 нм. Измерялась ширина клиновидного двойника вдоль его длины. В таблице в качестве примера приведены данные для всех двойников, появившиеся у одного отпечатка при выдержке кристалла под нагрузкой 0,05 H в течение 10 с при комнатной температуре.

Длина двойника *L* отсчитывалась от устья клина у отпечатка (рис. 1), где значение *L* принималось равным нулю. В вершине свободного клиновидного двойника ширина всегда равна нулю. Это установлено экспериментально и обосновано теоретически в макроско-пической теории двойникования [6].

Все исследованные двойники имеют некогерентные границы, кроме того границы двойников 1, 2 и 3 криволинейны. Оказалось, что ни для одного из двойников экспериментальную зависимость ширины от длины клина невозможно аппроксимировать простой функцией $h(L) = B\sqrt{L}$, предложенной в [4] для остаточного двойника с некогерентными границами. Во всех случаях зависимости h(L) носят более сложный характер.



Рис. 1. Клиновидный механический двойник в кристалле (*a*), дислокационная модель клиновидного двойника (δ): 1 – двойниковая прослойка; 2 – основной кристалл; *L* – длина двойника; *h* – ширина двойника.

Поскольку в каждой кристаллографической плоскости находится только одна двойникующая дислокация, локализованная на границе раздела двойник-матрица, то форма двойника отражает расположение двойникующих дислокаций по контуру клиновидной прослойки. Классическая дислокационная модель клиновидного двойника предполагает, что он образован одноименными двойникующими дислокациями, зарождающимися в устье и перемещающимися в направлении двойникования (рис. 16).

Для всех изученных двойников в цинке наблюдаются неравные приращения толщины двойника Δh в различных сечениях, что свидетельствует о неравномерности распределения двойникующих дислокаций на криволинейных двойниковых границах. Размеры и форма двойника 4 имеют стандартный вид (рис. 1*a*) и соответствуют дислокационной модели, приведенной на рис. 1*б*. В двойнике 3 уменьшение ширины клина от устья к вершине происходит немонотонно, он имеет два протяженные участка с постоянными значениями ширины. Дислокационную модель двойника 3 также можно представить набором одноименных двойникующих дислокаций с учетом выявленных особенностей их распределения по границам. В двойниках 1 и 2 с ростом длины на отдельных участках происходит не уменьшение, а увеличение ширины двойника с последующим ее убыванием, то есть двойниковые границы имеют выпуклости. Такие клиновидные двойники не только не соответствуют классической модели с прямолинейными границами (рис. 16), но их невозможно моделировать совокупностью одноименных дислокаций. На выпуклых участках границ возможны дислокационные реакции полных и двойникующих дислокаций, гетерогенное зарождение двойникующих дислокаций на дефектах структуры вблизи межфазной границы двойник-матрица. Развитие некогерентных двойниковых границ в металле в условиях предшествующего и сопутствующего скольжения зависит не только от характера и параметров нагружения, но и от локальных структурных особенностей в зоне деформирования кристалла.

Список литературы

- 1 Косевич, А. М. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов / А. М. Косевич, В. С. Бойко // Успехи физ. наук. 1971. Т. 104. № 2. С. 201–254
- 2 Башмаков, В. И. Эволюция геометрии двойниковых границ в висмуте при увеличении нагрузки / В. И. Башмаков, Т. С Чикова // Кристаллография. – 2002. – Т. 47, № 3. – С. 537–542
- 3 Башмаков, В. И. Двойникование и раздвойникование сдвойникованных кристаллов висмута и цинка при индентировании / В. И. Башмаков, Т. С Чикова, Н. Н. Дуб // Вестник Тамбовского государственного университета. – 2003. – Т. 8, Вып 4. – С. 601–603
- 4 Гиндин, И. А. Экспериментальное определение формы и расчет поля напряжений заклинившихся двойниковых прослоек / И. А.Гиндин, Л. А. Чиркина // Физика твердого тела. – 1969 – Т. 11, №. 1. – С. 120–123
- 5 Мазилова, Т. И. Тонкая структура когерентных двойниковых границ в металлах / Т. И.Мазилова, И. М. Михайловский, Е. И. Луговская // Физика низких температур. 2000, Т. 26, № 12, С. 1241–1244
- 6 Лифшиц, И. М. О макроскопическом описании явления двойникования кристаллов / И. М. Лифшиц // Журн. экспер. и теор. физики. 1948. Т. 18, Вып. 12. С. 1134–1143

КОНСТРУКЦИЯ ТЕРМОЗАПОРНОГО КЛАПАНА С ИСПОЛНИТЕЛЬНЫМ ЭЛЕМЕНТОМ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Рубаник В.В. мл., Непомнящая В.В.

Институт технической акустики НАН Беларуси Витебск, Республика Беларусь; Витебский государственный технологический университет, Республика Беларусь.

В настоящее время широкое практическое применение в различных отраслях промышленности находят сплавы, проявляющие эффект памяти формы, в частности, изделия с TiNi элементами. Работа их основана на проявлении эффекта сверхупругости или эффекта памяти формы (ЭПФ). Эффект памяти формы — способность восстанавливать исходную форму при нагреве через интервал обратного мартенситного превращения после предварительного деформирования в низкотемпературной мартенситной фазе [1]. На сегодняшний день известно уже более сотни сплавов с памятью формы на базе разных химических элементов. Однако семейство нитиноловых остается самым распространенным. Элементы из сплавов с памятью формы на основе никелида титана способны в узком температурном интервале от 5 до 40 °C восстанавливать предварительно заданные однократные и обратимые деформации [2]. В лаборатории перспективных материалов и технологий (ВГТУ, ИТА НАН Беларуси) разработан термозапорный клапан с TiNi исполнительным элементом, регулирующий поступление воды и срабатывающий при достижении определенной критической температуры [3]. Анализ работы различных по конструкции термозапорных клапанов показал, что все они имеют два общих недостатка. Первый - использование термочувствительных элементов относительно сложного конструктивного исполнения и одноразовый характер их использования, что диктует их необходимость всегда иметь запасные термочувствительные элементы. Учитывая большую номенклатуру клапанов, это приводит к значительным производственным расходам на изготовление, хранение и доставку этих термочувствительных элементов к месту их установки. Второй недостаток – сложность конструкции, что усложняет сборку, а так же требует специальных навыков и оборудования для правильной и точной сборки.

Данный термозапорный клапан был разработан с учетом существующих недостатков:

- Конструкция позволяет использовать термочувствительный элемент не один раз, а многоразово, что является экономически эффективным;

- Конструкция не имеет сложных механизмов и сборку можно осуществить без специальных навыков и оборудования.

- За счет TiNi элемента термозапорный клапан прекращает подачу воды, если критическая температура её достигнет 48 \div 50 °C.

- Надежность, совместимость с большинством кранов и душами.

Работа термозапорного клапана (рис. 1) осуществляется следующим образом. Вода подается во втулку 2 и через отверстие поступает непосредственно в корпус клапана 3 и перепускную втулку 6. При рабочей температуре воды TiNi элемент 4 деформирован, что позволяет воде беспрепятственно поступать через зазор между шариком 5 и перепускной втулкой 6 в отверстие втулки и ниппель 10.



1 – винтовая крышка; 2 – втулка; 3 – корпус; 4 – ТіNi элемент; 5 – шарик; 6 – перепускная втулка; 7 – винт; 8 – кольцо; 9 – крышка; 10 – ниппель; 11- кольцо; 12 – ниппель.

Рис. 1. Термозапорный клапан положение «открыто»

Если температура воды достигнет критического значения 48 ÷ 50 °С, то за счет реализации эффекта памяти формы срабатывает TiNi элемент 4. Элемент принимает первоначальную прямую форму (рис. 2) при этом смещая шарик 5 вперед, закрывая зазор и предотвращая поступление воды в ниппель. Термозапорный клапан закрыт.



Рис. 2. Термозапорный клапан положение «закрыто»

Возврат ТiNi исполнительного элемента в исходное рабочее состояние возможно лишь при уменьшении температур до 25 ÷ 30 °C. Клапан взводится при приложении оператором небольшого усилия к штоку 13, который в свою очередь соединен неподвижно с винтом 7. Перемещаясь винт 7, толкает шарик 5, тот в свою очередь деформирует TiNi элемент в этом диапазоне температур, где усилия являются минимальными (рисунок 3, кривая 3). Термозапорный клапан открыт.



Температура отжига: 1 – 400 °C; 2 – 450 °C; 3 – 500 °C; 4 – отжиг 550 °C. Время термообработки 1 час.

Рис. 3. Кривые напряжение – деформация TiNi элемента.

Предложенная конструкция термозапорного клапана с исполнительным элементом из никелида титана, обладающего эффектом памяти формы, может быть использована в системах подачи воды к блокам химического анализа на ТЭЦ, в смесителях и т.п. Соответствующая термическая обработка исполнительного TiNi элемента позволяет задавать необходимую температуру его срабатывания и величину развиваемых им механических усилий.

Список литературы

- 1. Материалы с эффектом памяти формы: справ. изд.: в 4т. / редкол.: Лихачева В.А. и [др.]. Санкт-Петербург: НИИХ СпбГУ, 1998. Т.2.–374с.
- 2. Фаткулина, Л.П. Сплавы с памятью формы на основе никелида титана // Технология легких сплавов. 1990. № 4. С.48.
- Рубаник В.В. Запорный клапан с ТіNi исполнительным элементом / Рубаник В.В. мл., Непомнящая В.В. // Международная научно – техническая конференция «Новые технологии и материалы, автоматизация производства»: материалы конференции / УО «Брестский государственный технический университет» - Брест, 2014. – С. 93–96.

GIANT INTERNAL FRICTION IN SUPERELASTIC FeMnAl(Ni) ALLOYS

Khovaylo V.V.¹*, Golovin I.S.¹, Lyange M.V.¹ Omori T.², Kainuma R.²

¹National University of Science and Technology "MIS&S", Moscow, Russia ²Department of Materials Science, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Sendai, Japan khovaylo@misis.ru

Recently, it has been found that FeMnAl-based ferrous alloys demonstrate well-defined superelastic properties in a wide range of temperatures. The uniqueness of these materials is a weak dependence of the superelastic stress on temperature which is thought to originate from a small transformation entropy change [1].

Here we report on internal friction in these materials. The internal friction was studied by a Dynamic Mechanical Analysis (DMA) instrument at different frequencies and amplitudes of external load and in a temperature range from 300 to 473 K. Experimental results obtained for $Fe_{43.5}Mn_{34}Al_{15}Ni_{7.5}$ samples showed that internal friction in a sample quenched from 1473 K and in a sample subjected to the subsequent aging at 473 K for 6 h is essentially the same. In both the samples, internal friction drastically increases when the deformation exceeds 0.1%. This increase is due to the stress induced martensitic transformation. A record value of the internal friction, $Q^{-1} \sim 0.3$ was achieved at room temperature.

1. T. Omori, et. al, Science 333 (2011) 68.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ С ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Малашенко В.В.¹, Малашенко Т.И.²

¹Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина <u>malashenko@fti.dn.ua</u> ²Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина

Для изменения механических свойств функциональных материалов используются различные виды обработки. В последние годы все более широкое применение находит высокоскоростная пластическая деформация ([1], [2]), которая реализуется, в частности, при ударно-волновом воздействии на металлы, при воздействии на кристаллы лазерными импульсами высокой мощности [3] и при использовании метода динамического канального углового прессования [4]. В ходе этих процессов скорость пластической деформации достигает значений $10^3 - 10^5 \text{ s}^{-1}$ [4], а изменение механических свойств кристаллов определяется главным образом движением дислокаций и их взаимодействием с элементарными возбуждениями кристалла и потенциальными барьерами, создаваемыми различными дефектами структуры. При этом дислокации движутся со скоростями $v \ge 10^{-2} c$, где c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, и преодолевают эти барьеры без помощи тепловых флуктуаций. Это так называемая динамическая область скоростей. Механизм диссипации при динамическом взаимодействии со структурными дефектами заключается в необратимом переходе кинетической энергии дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения ([5], [6], [7]). Этот механизм весьма чувствителен к виду спектра дислокационных колебаний. При высокоскоростной деформации плотность дислокаций достигает весьма больших значений, а взаимодействие дислокаций между собой приводит к перестройке дислокационного спектра, что в свою очередь облегчает преодоление дислокациями различных точечных дефектов (примесей, междоузельных атомов, вакансий). Влияние этого эффекта на величину примесного вклада в деформирующие напряжения ранее не исследовалось.

Пусть бесконечные краевые дислокации совершают скольжение под действием постоянного внешнего напряжения σ_0 в положительном направлении оси *OX* с постоянной скоростью *v* в кристалле, содержащем хаотически распределенные точечные дефекты. Линии дислокаций параллельны оси *OZ*, их векторы Бюргерса **b** = (*b*, 0, 0) одинаковы и параллельны оси *OX*. Плоскости скольжения дислокаций параллельны плоскости *XOZ*. Положение *k*-ой дислокации определяется функцией

$$X_k = vt + w_k \tag{1}$$

Здесь W_k – случайная величина, описывающая изгибные колебания дислокации, возбужденные ее взаимодействием с хаотически распределенными дефектами. Среднее значение этой величины по длине дислокации и по хаотическому распределению дефектов равно нулю.

Уравнение движения *k*-ой дислокации может быть представлено в следующем виде

$$m\left\{\frac{\partial^2 X}{\partial t^2} - c^2 \frac{\partial^2 X}{\partial z^2}\right\} = b\left[\sigma_0 + \sigma_{xy}^d\right] + F_k - B\frac{\partial X}{\partial t}$$
(2)

где F_k – сила, действующая на единицу длины k-ой дислокации со стороны других дислокаций, σ_{xy}^d – компонента тензора напряжений, создаваемых точечными дефектами на линии дислокации, m – масса единицы длины дислокации (массы всех дислокаций счита-

ем одинаковыми), c – скорость распространения в кристалле поперечных звуковых волн, B – константа демпфирования, обусловленная фононными, магнонными или электронными механизмами диссипации.

Перейдя, как и в работе [5], в систему центра масс дислокации и выполняя преобразование Фурье, получим спектр дислокационных колебаний

$$\omega^2(p_z) = c^2 p_z^2 + \Delta_{dis}^2 \tag{3}$$

$$\Delta_{dis} = \sqrt{\frac{2\pi^3 c^2 \xi}{3(1-\gamma) \ln \frac{L}{b}}},\tag{4}$$

где L – расстояние порядка размера кристалла, γ – коэффициент Пуассона, ξ – плотность дислокаций.

Воспользовавшись методами, развитыми ранее в работах ([5], [6], [7]), определим вклад точечных дефектов в величину деформирующего напряжения по формуле

$$\tau_{def} = < \frac{\partial \sigma_{xy}^d}{\partial X} G \sigma_{xy}^d >, \tag{5}$$

где *G* – функция Грина уравнения (2), символ <...> означает усреднение по длине дислокации и случайному расположению дефектов.

Выполняя вычисления, получим выражение для величины τ_{def} в динамической области

$$\tau_{def} = \frac{(1-\gamma)n_0\chi^2\mu\dot{\varepsilon}}{2\pi^2 b^3 c\xi^2} \tag{6}$$

где χ – параметр несоответствия дефекта, μ – модуль сдвига, $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, n_0 – безразмерная концентрация дефектов, которая связана с объемной концентрацией дефектов *n* соотношением $n_0 = nb^3$. Как следует из полученной формулы, примесный вклад в этом случае убывает обратно пропорционально квадрату плотности дислокаций.

Полученная формула показывает, что повышение плотности дислокаций, а, следовательно, и усиление их взаимодействия между собой в результате взаимного сближения облегчает динамическое преодоление дислокациями точечных дефектов. Как было отмечено выше, механизм диссипации заключается в переходе кинетической энергии дислокации в энергию ее поперечных колебаний. Сильное взаимодействие дислокаций между собой создает щель в дислокационном спектре, что затрудняет возбуждение этих колебаний и снижает энергетические потери при прохождении точечных дефектов.

Оценим плотность дислокаций, при которой рассматриваемый динамический эффект может быть существенным. Поскольку характерная скорость $v \approx b\Delta_{dis} \approx cb\sqrt{\xi} \approx 10^{-2} c$, получим, что для типичных значений $b = 3 \cdot 10^{-10}$ м, $c = 3 \cdot 10^{3}$ м/с плотность дислокаций по порядку величины $\xi = 10^{14} - 10^{15}$ м⁻². Такие плотности дислокаций достигаются при высокоскоростной деформации, создаваемой ударно-волновым нагружением и динамическим канальным угловым прессованием [4]. Выполним оценку вклада точечных дефектов в величину деформирующих напряжений. Для типичных значений $\mu = 5 \cdot 10^{10} \, \Pi a$, $c = 3 \cdot 10^3 \, \text{м/c}$, $\chi = 10^{-1}$, $b = 3 \cdot 10^{-10} \, \text{м}$, $\xi = 10^{14} \, \text{m}^{-2}$, $n_0 = 3 \cdot 10^{-3}$, $\gamma = 0.3$, $\dot{\varepsilon} = 10^5 \, \text{s}^{-1}$ получим $\tau_{def} \approx 10^8 \, \Pi a$, т.е. вклад примесей может составлять десятки процентов.

Рассмотренный выше случай реализуется, когда междислокационное взаимодействие оказывает доминирующее влияние на формирование спектра дислокационных колебаний. Однако при очень высокой концентрации точечных дефектов именно их коллективное воздействие на дислокации становится главным фактором при формировании спектра. Это происходит при значениях концентрации, удовлетворяющих условию

$$n_0 > \frac{\left(\xi b^2\right)^{\frac{3}{2}}}{\chi^2} \tag{7}$$

В случае высокоскоростной деформации это значения концентрации $n_0 = 10^{-1} - 10^{-2}$. Тогда вклад точечных дефектов определяется выражением

$$\tau_{def} = \frac{\left(n_0 \chi^2\right)^{\frac{1}{3}} \mu \dot{\varepsilon}}{b c \xi} \tag{8}$$

Проведенный анализ показывает, что при высокоскоростной деформации, с одной стороны, точечные дефекты способны оказывать существенное влияние на процесс пластической деформации, с другой стороны, рост плотности дислокаций снижает это влияние.

Список литературы

- Lee J., Veysset D., Singer J., Retsch M., Saini G., Pezeril T., Nelson K., Thomas E. High strain rate deformation of layered nanocomposites / J. Lee, D. Veysset, J. Singer, M. Retsch, G. Saini, T. Pezeril, K. Nelson, E. Thomas // Nature Communications. - 2012.- No. 3.- P.1164.
- Hallberg H., Ryttberg K., Ristinmaa M. Model Describing Material-Dependent Deformation Behavior in High Velocity Metal Forming Processes // Asce J. Eng. Mech.- 2009.- V. 135, N. 4.- P. 345-357.
- Tramontina D., Bringa E., Erhart P., Hawreliak J., Germann T., Ravelo R., Higginbotham A., Suggit M., Wark J., Park N., Stukowski A., Tang Y. Molecular dynamics simulations of shock-induced plasticity in tantalum // High Energy Density Physics.- 2014. -V. 10.- P. 9-15.
- Бородин И.Н., Майер А.Е. Локализация пластической деформации в процессе динамического канального углового прессования / И.Н. Бородин, А.Е. Майер // ЖТФ. - 2013.- Т. 83, № 8.- С. 76-80.
- 5. Малашенко В.В. Коллективное преодоление дислокациями точечных дефектов в динамической области / В.В. Малашенко // ФТТ. -2014.- Т. 56, № 8.- С. 1528–1530.
- 6. Малашенко В.В. Особенности динамики дислокаций в облученных металлах и сплавах с гигантской магнитострикцией / В.В. Малашенко // ПЖТФ. -2012.- Т. 38, № 19.- С. 61–65.
- Malashenko V.V. Dynamic drag of edge dislocation by circular prismatic loops and point defects / V.V. Malashenko // Physica B: Phys. Cond. Mat. 2009. V. 404, № 2. P. 3890–3892.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА АКУСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Лунёв А.Г.^{1,4}, Баранникова С.А.^{1,2,3}, Бочкарёва А.В.^{1,4}, Зуев Л.Б.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия ²Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск ³Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск ⁴Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск agl@ispms.ru

Одним из направлений неразрушающего контроля физико-химических свойств материалов является физическая акустика. Основные фундаментальные исследования в данном направлении были проведены в середине 20-го века и представлены в работах Мэзона [1], Труэлла [2] и других авторов [3,4]. В частности, было показано, что изменение структуры и химического состава металлов и сплавов приводит к изменению их основных акустических свойств. К таким акустическим свойствам относится скорость распространения ультразвуковых волн и их затухание. Так, например, влияние изменяющейся в процессе деформации дислокационной структуры металла на скорость и затухание акустических волн было сформулировано в рамках теории дислокационного внутреннего трения Гранато и Люке. Недавно данная теория была расширена [5] и вошла в новую теорию как частный случай. Известны работы, в которых исследовалось влияние на скорость ультразвука изменения структуры, вызванное режимами термообработки [3]. Также известны результаты исследования изменения внутреннего трения и скорости рэлеевских волн [6] от степени насыщения металлов и сплавов водородом. В присутствии водорода изменяется интенсивность и скорость накопления дефектов на стадиях однородного и локализованного повреждения материала. Стадия однородного повреждения в водороде сопровождается активной релаксацией микронапряжений. В настоящей работе представлены результаты исследования влияния времени электролитического насыщения водородом на акустические характеристики нержавеющей стали 40X13. Результаты получены аккуратным измерением скорости и затухания рэлеевских волн, как ненагруженных образцов, так и непосредственно в процессе пластического деформирования, вплоть до разрушения.

Образцы для наводороживания изготавливались из листа нержавеющей стали 40Х13 электроискровым способом в виде двухсторонней лопатки с размерами рабочей области 10х2,4х50 мм³. Перед наводороживанием образцы подвергались закалке на воздухе от температуры 1050°C, после чего отпускались выдержкой в печи при температуре 600°C в течение 3 часов с последующим охлаждением в печи.

Механические испытания проводились по схеме одноосного растяжения при комнатной температуре с использованием универсальной машины Walter+Bai AG со скоростью $6,67\cdot10^{-5}c^{-1}$. Наводороживание образцов осуществляли в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном катодном потенциале U = -600 мВ, задаваемом относительно хлор-серебрянного электрода сравнения, в 1N растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины 20 мг/л при температуре 50°С.

Скорость распространения рэлеевских волн определялась как отношение длины пути волны в образце ко времени задержки сигнала на приемном преобразователе относительно излучающего. Время задержки измерялось по осциллограмме, записанной с помощью цифрового осциллографа с частотой дискретизации 2 ГГц. Точность измерения составляет $10^4 - 10^5$. Суть измерения времени задержки заключается в следующем. Осциллограмма, записываемая осциллографом, представляет собой развертку колебания приемного преобразователя во времени. Начало отсчета времени – время запуска импульса на излучающем преобразователе. Время прихода сигнала определяется по моменту пересечения сигналом нулевого уровня. При этом используется аппроксимация сигнала прямой линией вблизи нулевого уровня, что позволяет достичь требуемой точности. Полученное в результате время задержки, уменьшается на время распространения волны в волноводе датчика.

Одновременно со скоростью звука измерялось затухание. Ввиду сложности учета потерь, связанных с пьезопреобразованием и акустическим контактом датчика с исследуемой средой, в экспериментах регистрировалось изменение затухания в процессе нагружения относительно ненагруженного состояния. В этом случае изменение затухания записывается как

$$\Delta \alpha = \ln \left(\frac{E_0}{E_t} \right) / 2d,$$

где d – длина пути рэлеевской волны в образце, E_0 – энергия сигнала в ненагруженном образце, E_t – энергия сигнала в нагруженном образце.

В качестве передающего и приемного преобразователей использовались пьезопреобразователи с резонансной частотой 5 МГц.

Первоначально мы провели измерения скорости распространения рэлеевских волн в образцах нержавеющей стали в пяти состояниях. Первое состояние –закаленное (закалка на воздухе от температуры 1050°С) с последующим высоким отпуском при температуре 600°С в течение 3 часов с последующим охлаждением в печи (подготовка к наводороживанию), второе и третье состояния – после насыщения водородом в течение 12 и 24 часов, соответственно. Результаты измерения скорости ультразвуковых волн V_s и механические характеристики образцов представлены в табл. 1.

N⁰	Состояние образцов	<i>V_s</i> , м/с	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ, %
1	Закалка + отпуск	3021±3	218	1251	12,9
2	Закалка + отпуск + водород 12 ч	3013±3	132	922	9,8
3	Закалка + отпуск + водород 24 ч	3027±3	73	798	4,7

Таблица 1. Акустические и механические свойства образцов

При наводороживании скорость звука изменяется неоднозначно, по-видимому, существует экстремум на зависимости скорости звука от концентрации водорода в образце. На неоднозначность влияния водорода на скорость рэлеевских волн обратили внимание авторы работы [6], однако они отмечают, что эффект исчезает при больших временах выдержки образцов после наводороживания. Кроме того, необходимо отметить, что для измерения скорости звука авторы упомянутой работы использовали метод автоциркуляции импульсов, на погрешность измерений которого оказывает значительное влияние затухание акустической волны в объекте контроля. Снижение скорости рэлеевских волн при низкой степени наводороживания (в нашем случае в течение 12 часов) мы связываем с сорбцией атомов водорода вблизи дислокаций [7], что приводит к увеличению дислокационного внутреннего трения и, как следствие, снижению скорости ультразвуковых волн, согласно теории Гранато-Люкке [8]. Дальнейшее наводороживание может приводить к формированию областей скопления молекулярного водорода. Вследствие чего растут сжимающие напряжения первого рода [7], что приводит к росту скорости звука. Однако при больших концентрациях водорода в легированных сталях возможно сложное физикохимическое взаимодействие водорода с компонентами сплава, вследствие чего выделить факторы, влияющие на скорость звука, не представляется возможным.

Методика измерения скорости и затухания рэлеевских волн позволяет нам регистрировать изменение акустических параметров материала непосредственно в процессе деформирования. Поэтому испытания на растяжение образцов стали 40Х13 проводились одновременно с регистрацией изменения скорости и затухания волн Рэлея. Полученные результаты приведены на рис. 1.



На фоне значительной деградации механических свойств с увеличением концентрации водорода в образце относительное изменение скорости распространения волн Рэлея, в целом, происходит однотипно для всех состояний. При этом, наибольшее по-видимому, влияние водород оказывает на изменение дислокационного внутреннего трения в процессе пластического течения образца, что проявляется в изменении затухания акустических волн.

Таким образом, использование точного измерения акустических свойств металлических материалов позволяют проводить оценку влияния водорода на их пластичность. Затухание акустических волн является основным информативным параметром исследования деформации наводороженных образцов.

Рис. 1. Зависимости напряжений и акустических свойств от деформации стали 40Х13 в трех состояниях

Список литературы

- 1. Физическая акустика = Physical acoustics: пер. с англ. / под ред. У. П. Мэзона. Москва: Мир, 1966-Т. 1. Ч. А: Методы и приборы ультразвуковых исследований. 1966. 592 с.: ил.
- 2. Труэлл, Рон. Ультразвуковые методы в физике твердого тела : пер. с а нгл. / Р. Труэлл, Ч. Эльбаум, Б. Чик. Москва: Мир, 1972. 307 с.: ил.
- 3. Муравьев, В.В. Скорость звука и структура сталей и сплавов / В.В. Муравьев, Л.Б. Зуев, К.Л., Комаров. Новосибирск: Наука, 1996.– 219 с.
- 4. Ультразвуковые методы исследования дислокаций : сборник статей: пер. с англ. / под ред. Л. Г. Меркулова. Москва: Изд-во иностранной литературы, 1963. 376 с.: черт.
- 5. Ultrasound as a probe of plasticity? The interaction of elastic waves with dislocations / A. Maurel [et al.] // International Journal of Bifurcation and Chaos.- 2009.- V. 19 (8).- p. 2765-2781.
- 6. Поведение водорода в нержавеющей стали в процессе радиационного воздействия / И. П. Чернов [и др.] // Альтернативная энергетика и экология: международный научный журнал. 2006. № 6. С. 58-59.
- 7. Карпенко, Георгий Владимирович. Влияние водорода на свойства стали / Г. В. Карпенко, Р. И. Крипякевич. Москва: Металлургиздат, 1962. 197 с. Библиогр.: с. 189-196.
- Theory of Mechanical Damping Due to Dislocations / A. Granato, K. Lücke // Journal of Applied Physics. – 1956.– V. 27.– p.583-593.

СПЕКАНИЕ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ КЕРАМИЧЕСКИХ СЕРДЕЧНИКОВ ИЗ ОКСИДА ИТТЕРБИЯ ДЛЯ ВЫСОКОДОЗОВОЙ БРАХИТЕРАПИИ

Антанович А.А., Зибров И.П., Филоненко В.П.

Институт физики высоких давлений РАН, Москва, г. Троицк, Россия antanov@hppi.troitsk.ru

Высокодозовая брахитерапия (ВДБ) – современный метод лечения онкологических заболеваний, при котором источник ионизирующего облучения вводится непосредственно в опухоль через катетер и извлекается после сеанса облучения, что существенно уменьшает воздействие ионизирующего излучения на здоровые ткани и органы больного. При этом источник излучения по медицинским и технологическим соображениям должен иметь достаточно малые геометрические размеры: диаметр порядка 0,7 мм и длину 2-4 мм. В настоящее время исследуется возможность использования в качестве источника излучения радионуклида иттербий-169, который образуется при облучении нейтронами изотопа иттербий-168 (Yb-168). Поскольку металлические образцы с Yb-168 пока недоступны, предлагается изготавливать источник излучения из керамики на основе порошка оксида иттербия (Yb₂O₃), обогащенного по изотопу Yb-168.

Нами предложен способ получения высокоплотных керамических образцов малых размеров из порошка Yb₂O₃ путем их спекания при высоких давлениях.

Сначала исходный порошок оксида иттербия кубической модификации формуется в металлической пресс-форме при давлении 0,1-0,5 ГПа без добавления пластификаторов. Затем проводится термобарическая обработка сформованного образца в камере высокого давления типа «тороид» с диаметром центральной лунки 15 мм. Схема снаряжения реакционной ячейки для такой камеры при спекании Y₂O₃ показана на рис.1.



Рис. 1.

 контейнер из литографского камня с диаметром отверстия 7 мм; 2 – торцевые нагреватели из смеси порошков гексагонального графита с гексагональным нитридом в весовой пропорции;
 таблетки из порошка гексагонального нитрида бора; 4 – графитовый нагреватель с внутренним диаметром 5 мм; 5 – таблетка из смеси порошков гексагонального нитрида бора и хлорида натрия; 6 – образец.

Эксперименты проводились на прессовой установке усилием 2000 Тс. Камеры высокого давления были предварительно прокалиброваны по давлению и температуре. Использование высоких давлений при спекании привлекательно еще и потому, что в этом случае появляется возможность получения модификации оксида иттербия с моноклинной структурой [Hoekstra H.R] с плотностью 10,04 г/см³, тогда как исходная модификация с кубической структурой имеет плотность на 10% ниже (9,2 г/см³).

Спекания проводили при давлениях 4-8 ГПа и температурах от 800 до 1200°С.

На рис. 3 и 4 в качестве примера приведены результаты спеканий керамических сердечников с кубической и моноклинной модификациями оксида иттербия.





Рис.2. *а* – фото образца, *б* – микроструктура, *в* – дифракционная картина


а – фото образца, б – микроструктура, в – дифракционная картина

Список литературы

1. Hoekstra H.R.(1966). Phase relationships in the rare earth sesquioxides at high pressure. Inorg. Chem., v. 5, 754-757.

ПРИМЕНЕНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧНЫХ ПУЧКОВ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ Для реализации комбинированного воздействия на материалы

Антонович Д.А., Залесский В.Г., Солдатенко П.Н.

УО «Полоцкий государственный университет», Новополоцк, Беларусь <u>V.Zalesski@mail.ru</u>

Введение

Ионно-плазменные технологии являются перспективными для управляемой модификации свойств поверхностей материалов [1]. При этом для модификации механических и коррозионных свойств поверхностей применяются ионные потоки с энергией ионов обычно ниже 1 кэВ и плотностью потока порядка 1 мА/см². Поскольку электронные пучки с плотностью мощности до 10^8 Bт/м² кроме термического, могут оказывать и модифицирующее обрабатываемую поверхность воздействие, а эффективность ионного воздействия зависит от температуры модифицируемого материала, поддерживать которую во всем изделии не целесообразно, то перспективным направлением представляется электроннолучевое ассистирование ионного воздействия посредством плазменных источников электронов (ИЭП), способных эмитировать как электроны, так и ионы при изменении полярности ускоряющего напряжения.

В данной работе представлены некоторые результаты экспериментального исследования реализации комбинированного ионно-электронного воздействия на поверхность материала с использованием одного ИЭП.

Результаты экспериментов и их обсуждения

В качестве экспериментального ИЭП применялась структура, описанная в [2]. Формирование импульсных ионных пучков осуществлялось тремя способами. Первый состоял в следующем – на электроды разрядной структуры предварительно подавалось постоянное разрядное напряжение, а затем импульс ускоряющего напряжения. Второй заключался в одновременной подаче импульса разрядного и ускоряющего напряжений. Третий состоял в подаче импульсного разрядного напряжения при постоянном ускоряющем напряжении. На основе полученных осциллограмм проводились расчёты суммарного заряда q, флюенса Φ и полной энергии E, вкладываемой в изделие за один импульс, в соответствии со следующими соотношениями:

$$q = \int_{0}^{\tau_{\text{LMM}}} I_i(t) dt \qquad E = \int_{0}^{\tau_{\text{LMM}}} I_i^2(t) R dt \qquad \Phi = \frac{q}{eS},$$

где $I_i(t)$ – импульс тока ионной эмиссии, τ_{umn} – длительность импульса, S – площадь ионного воздействия, R – сопротивление в цепи измерения тока эмиссии (в экспериментах – 1 Ом).

На рис.1 представлены полученные зависимости расчетных величин. Из анализа представленных зависимостей видно, что эффективность использования энергии (рис.1,*a*), импульса ускоряющего напряжения (величина которой определяется емкостью системы электропитания и в условиях эксперимента составляла 4 мкФ), оказывается выше в случае больших давлений, а сама эффективность использования этой энергии падает с ростом ускоряющего напряжения. На рис. 2, *б* показаны зависимости заряда и флюенса (суммарного потока) на поверхность (площадь порядка 10^{-4} м²) изделия за один импульс. Для достижения заданного уровня воздействия в данном режиме необходимо или повышать плотность плазмы за счет увеличения давления газа, или увеличивать число импульсов воздействия (формировать более 10). В общем случае суммарное время воздействия будет

не более десятка секунд, что позволяет считать перспективным разработку устройств такого типа для формирования ионных потоков на поверхность малогабаритных изделий. Увеличение же давления снижает электрическую прочность ускоряющего промежутка особенно в режиме эмиссии электронов, поэтому этот подход в сравнении с вариантом импульсного воздействия суммарной заданной длительности, достигаемой за счет требуемого числа импульсов, менее перспективен для формирования комбинированного воздействия.



Рис. 1. Зависимость параметров ионного воздействия за один импульс от ускоряющего напряжения: а – энергия, б – заряд и флюенс. Ток разряда: 1, 3, 4 – 200 мА, 2 – 350 мА, давление газа: 1, 2, 3 – 1 Па, 4 – 10 Па, 5 – 30 Па; анодный потенциал электрода-расширителя



Рис. 2. Зависимость общего времени воздействия от плотности мощности электронно-лучевого воздействия, необходимого для достижения требуемой температуры (600°С) на заданной глубине (0,5 мм) при площади воздействия $1,2 \ 10^{-4} \ m^2$

Для выбора оптимальных режимов термического электронно-лучевого воздействия проводился анализ требуемых параметров воздействия с использованием разработанной прикладной программы [3] на основе решения уравнения теплопроводности с учётом температурной зависимости коэффициента теплопроводности для материалов типа сталь 45. В качестве критерия остановки расчета при заданных плотности мощности электронного пучка и параметрах непрерывного или импульсного воздействия использовалось условие достижения температуры 600 °С на глубине материала 0.5 мм. Мощность варьировалась током пучка и площадью воздействия при ускоряющем напряжении 5 кВ. При заданной плотности мощности определялось общее время воздействии, длительность и скважность импульсов. Некоторые результаты расчетов приведены на рис. 3.



Рис. 3. Зависимость общего времени воздействия необходимого для достижения требуемой температуры (600°С) на заданной глубине (0,5 мм): *a* – от длительности импульса, *б* – от длительности паузы между импульсами.

Площадь воздействия – $1,2 \cdot 10^{-4}$ м², длительность паузы – 20 мс, плотность мощности: $1 - 1,6 \cdot 10^7$ Вт/м², $2 - 2,55 \ 10^7$ Вт/м²

Поскольку при указанных плотностях мощности общее время воздействия не превышает десяти секунд (рисунок 2), то это позволяет предполагать возможность эффективного комбинированного воздействия. Для исключения распыления поверхности вследствие ее перегрева и повышения однородности прогрева модифицируемого слоя целесообразно использовать импульсный режим воздействия, при котором варьируется как длительность импульса, так и время паузы (скважность воздействия в импульсе на общее время воздействия, а на рис. 3, δ – результаты расчетов по влиянию длительности воздействия в импульсе на общее время воздействия, а на рис. 3, δ – результаты расчетов по влиянию длительности. На основании проведенных расчетов могут быть определены диапазоны параметров импульсов, необходимые для достижения требуемой температуры на заданной глубине. Так для представленных на рисунках расчетов оптимальными можно считать, что при требуемой плотности мощности более $2 \cdot 10^7$ Bt/m² (ускоряющее напряжение 5 кВ, ток пучка 0,3 A) длительность импульса должна составлять величину порядка 50 мс при длительности паузы 20 мс.

Заключение

Полученные результаты свидетельствуют о возможности попеременного извлечения электронов и ионов из плазмы газового разряда и реализации комбинированного ионноэлектронного воздействия на поверхность материала с использованием одного ИЭП с параметрами, достаточными для реализации ряда технологий модификации поверхностей.

Список литературы

- Плазменные эмиссионные системы с ненакаливаемыми катодами для ионно-плазменных технологий/ В.Т. Барченко [и др.], под общ. ред. В.Т. Барченко СПб.: Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2011. 220 с.
- Груздев, В.А. Плазменный ионно-электронный источник// В. Г. Залесский, П.Н. Солдатенко/ Вестн. Полоц. гос. ун-та. Сер. С: Фундаментальные науки. – 2013. – № 4. – С. 63–68.
- 3. Моделирование температурного поля в поверхностном слое при импульсном электроннолучевом воздействии / В.А.Груздев, В.Г. Залесский, Д.Г. Руголь // Инженерно физический журнал. – 2007 № 2, с 134 - 142

РАЗРАБОТКА ИННОВАЦИОННЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АНАЛИЗА КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА

Кустов А.И.

Воронежский государственный педагогический университет, Россия <u>akvor@yandex.ru</u>

Актуальность проблемы исследования структуры материалов не вызывает сомнений, так как именно её параметрами определяется набор физических свойств материалов. Особо остра эта проблема при наличии повреждений, в том числе и коррозионного типа. Решение поставленной проблемы осуществлялось с помощью инновационных методов исследования структуры и свойств материалов - АМД-методов [1,2], которые позволяют проводить мониторинг состояния материалов, как на основе акустических изображений, так и с использованием характерных зависимостей выходного акустического сигнала - V(Z)-кривых [3].

Режим визуализации с относительным сканированием поверхности образца и акустической линзы позволил получить акустическое изображение структуры объекта. При этом, изменяя расстояние (Z) линза-поверхность объекта формировали изображения *на различной глубине*. Снимки позволили надежно визуализировать отдельные питтинги, определять их размеры, оценивать форму.

Метод V(Z)-кривых позволил рассчитать значения скоростей акустических волн (например, поверхностных v_R) с точностью до 0,2%. Деформация металла, возникновение упругих неоднородностей или микротрещин, всё это проявляется в трансформации характерной зависимости выходного сигнала преобразователя V от расстояния Z до линзы. Сканируя поверхность образца при ее перемещении в *x-y*-плоскости в режиме V(Z)кривых, получали профили зависимостей выходного сигнала преобразователя от координат, то есть определяли значения в конкретных, пространственно-ограниченных областях.

Для оценки работоспособности объекта необходимо установить *момент появления* и *механизм развития повреждений*, в результате которых он выходит из строя. Этот подход и использовался при формировании микроскопических критериев локального предельного состояния (ПС) материала. Как правило, причиной выхода объекта из строя является развитие повреждения, например, трещины, до опасных размеров. Макроскопические критерии предельности не могут "обнаружить" дефект, находящийся в материале. Визуализация дефектов поврежденности типовыми средствами (например, металлография) требует достаточно развитой поврежденности. То есть, методы неразрушающего контроля неспособны реагировать на микроскопические трещины, возникающие на ранних стадиях разрушения, они не позволяют получать информацию о кинетике развития микронесплошностей в поврежденных материалах. Отсюда возникает необходимость поиска и развития новых методик, позволяющих не только фиксировать подобные микродефекты, но и контролировать их критическую концентрацию и размеры.

Целью настоящей работы была разработка инновационных АМД-методов исследования структуры материалов и анализа с их помощью коррозионных повреждений.

Для исследования были выбраны образцы сталей, подвергнутых питтинговой коррозии. Вне зависимости от вида коррозии и марки стали наиболее важными параметрами изменения состояния материала является наличие микродефектов, их количество, размеры, скорости роста, а также взаимосвязь этих параметров с прочностными характеристиками. При электрохимической коррозии материал анода разрушается, причём следует помнить, что микрогальванические элементы возникают и между различными фазами сплавов, и в чистых металлах (роль катод - тело зерна, а анода – его граница). Чаще всего сплав не является однородным материалом, поэтому коррозия в нем носит локальный характер.



Рис. 1. Оптическое (*a*) 210^х и акустическое (*б*) изображения приповерхностного слоя стали (08Х21Н6М2Т), подвергнутой коррозионным испытаниям (питтинг, масштаб 35 мкм/дел., $f = 402 \text{ M}\Gamma\mu$, *б*) Z = 2 мкм



Рис.2. Зависимость количества выявленных питтингов от глубины визуализации



Наиболее опасной является питтинговая коррозия, так как её очаги являются концентраторами напряжений. Она без заметных внешних изменений материала распространяется по границам зерен вглубь. При этом все механические свойства резко снижаются.

Одной из разновидностей коррозионностойких сталей являются стали аустенитноферритного класса, содержащие 18 – 22% Cr, 2 –7 % Ni, а также Мо и Ti. Они обладают более высокой прочностью по сравнению аустенитными, у них лучше сопротивляемость интеркристаллитной коррозии. Однако, и для них существует проблема выявления локальных зон поражения, определения таких параметров дефектов, как диаметра и глубины проникновения. Чаще всего на поверхности материала питтинг не проявляется, а при изготовлении шлифов для исследований поверхностный слой часто "заполировывается".

Эксперименты по оценке возможности выявления и характеризации микродефектов типа питтингов АМД-методами проводились на образцах сталей 08Х21H6M2T и 06Х14H6MД2T. На рис. 1 представлены сравнительные оптическое и акустическое изображения поверхности стали 08Х21H6M2T после испытаний. Очаги микродефектов на оптическом снимке практически неразличимы.

Существенный выигрыш при визуализации таких повреждении предоставляет АМДметод. Изменяя расстояние Z и используя зависимости коэффициентов трансформации на поверхности объекта (сталь-вода, сталь – ртуть, сталь – ацетон) с достаточно высокой точностью определяли глубину визуализации (h). Измеряя на акустическом изображении диаметр питтинга на различных глубинах получали зависимости его размерного параметра от расстояния до поверхности. С учетом масштаба акустического изображения 35 мкм/дел., размеры питтингов для образцов данной партии лежали в пределах 3 –12 мкм. С увеличением глубины визуализации количество выявляемых питтингов сокращалось, а их диаметры уменьшались. При этом все отчетливее проявлялось структурное строение образцов. По сериям акустических изображений, аналогичных представленным на рис. 1 получали зависимости количества (N) выявляемых питтингов от глубины визуализации (рис.2). Такие зависимости позволяют оценивать неразрушающим способом как максимальную глубину микродефектов (рис.3), так и скорости их зарождения.





Рис.4. Изменение уровня затухания АВ в образце с глубиной зондирования



Рисунок показывает, что, начиная с глубин ~10 мкм (~20% от глубины максимального проникновения) стенки микродефекта близки к вертикальным. При сканировании поверхности образца в режиме V(Z) вдоль оси X с шагом 10-20 мкм можно получить набор топографических кривых, представляющих информацию о координатах и размерах питтингов.

Для определения интегральной характеристики, позволяющей оценивать изменение параметров поверхности образца в целом более продуктивно использовать V(Z)-метод. Эта характеристика - относительная высота ($\Delta V/V\%$) главного максимума V(Z) – кривых. С ростом глубины питтингов и при увеличении их количества в приповерхностном слое стали повышается коэффициент затухания акустических волн, а значит и её значение (рис.4). Чувствительна к глубине и размерам питтингов и скорость акустических волн (рис.5). Следовательно, приняв за точку отсчета значение для бездефектного образца, можно по полученной зависимости оценивать степень поражения образца коррозией.

Таким образом, АМД-методы позволяют при изучении питтинговой коррозии без дополнительной обработки поверхности визуализировать подповерхностные микронеоднородности, определять их геометрические параметры, наблюдать трансформацию плотности и акустомеханических параметров.

Список литературы

- 1. Кустов А.И. // "Физика и химия стекла", 1998 т.24 №6 с.817-824.
- 2. Кустов А.И., Мигель И.А. // "Материаловедение", 2010 2 (155) с.9-14.
- Кустов А.И., Мигель И.А. Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки. – Тамбов, 2013. – Т.18. – Вып.4. Часть 2. – 612 с. (с. 1875-1877).

ПАРАМЕТРИЧЕСКАЯ СТАБИЛИЗАЦИЯ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

¹Сосновский И.А., ²Кузнечик О.О., ³Белявин К.Е., ¹Курилёнок А.А.

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ²Институт порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь, ³Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, sos3@tut.by

Индукционная наплавка порошковых материалов достаточно широко [1,2] используется в машиностроении для нанесения износостойких и антифрикционных покрытий на рабочие поверхности изготовленных деталей узлов трения и сопряжения высоконагруженных механизмов. Стабилизация режимов индукционной наплавки порошковых слоев напрямую влияет на качество получаемых таким образом покрытий. Решение этой актуальной задачи может основываться на следующих допущениях.

Процесс индукционной наплавки включает в себя такие хорошо известные в порошковой металлургии [3,4] технологические операции, как формование, нагрев и изотермическая выдержка. При этом формование порошковых слоев может происходить, например, с использованием центробежных сил. Нагрев до температур плавления сформованных слоев осуществляется за счет электротермического действия токов Фуко [5], а также теплообмена и теплопередачи, характерной для порошковых материалов. Источником появления токов Фуко, как показано в работах [6] является электромагнитное излучение, поток которого зависит не только от геометрии и материала индуктора, но и от мощности протекающего в этом индукторе тока. Схематично процесс индукционного нагрева можно представить так, как показано на рис. 1.



Рис. 1. Схема формирования тепловых источников при индукционной наплавке порошковых слоев.

Δ₁, Δ₂ – эффективная глубина проникновения индукционного тока;

*q*₁, *q*₂ – тепловые источники в материале основы и порошкового слоя

Формируемое в стальной основе и порошковом слое этими источниками (рис. 1) температурное поле определяется известной [6] системой уравнений нестационарной теплопроводности:

$$\mathcal{P}_{_{\mathcal{3}\mathcal{M}}} = \eta I U = \int_{V} w_1 dV.$$
⁽¹⁾

$$\frac{\partial T_1(r,z,t)}{\partial t} = a_1 \left[\frac{\partial^2 T_1(r,z,t)}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T_1(r,z,t)}{\partial r} + \frac{\partial^2 T_1(r,z,t)}{\partial z^2} \right] + \frac{w_1(r,z,t)}{c\gamma_1}, \qquad (2)$$
$$r \in [r_2, r_1]; z \in [0, L]$$

$$\frac{\partial T_2(r,z,t)}{\partial t} = a_2 \left[\frac{\partial^2 T_2(r,z,t)}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T_2(r,z,t)}{\partial r} + \frac{\partial^2 T_2(r,z,t)}{\partial z^2} \right] + \frac{w_2(r,z,t)}{c\gamma_2},$$
(3)

где: Φ_{3M} – магнитный поток; I,U – действующие в индукторе сила и напряжение электрического тока; η – коэффициент полезного действия; w_1, w_2 – плотность индуцируемой энергии; a_1, a_2 – коэффициенты теплопроводности стали и порошкового слоя; γ_1, γ_2 – плотности стальной основы и порошкового слоя.

С учетом [7], граничные условия для уравнений (2) (3) следующие:

$$\lambda_{1} \frac{\partial T_{1}(r,z,t)}{\partial z}|_{z=0} = \alpha_{1} \left[T_{1}(r,0,t) - T_{C}(r,0,t) \right]; \ \lambda_{1} \frac{\partial T_{1}(r,z,t)}{\partial r}|_{r=r_{1}} = \alpha_{1} \left[T_{1}(r_{1},z,t) - T_{C}(r_{1},z,t) \right]$$
(4)

$$\lambda_2 \frac{\partial T_2(r,z,t)}{\partial z}\Big|_{z=0} = \alpha_2 \Big[T_2(r,0,t) - T_{\tilde{N}}(r,0,t)\Big]; \ \lambda_2 \frac{\partial T_2(r,z,t)}{\partial z}\Big|_{r=r_2} = \alpha_2 \Big[T_2(r_2,z,t) - T_{\tilde{N}}(r_2,z,t)\Big].$$
(5)

Условия сопряжения температур на границе раздела двух сред:

$$\lambda_{2} \frac{\partial T_{2}(r,z,t)}{\partial r}|_{r=r_{2}} = \lambda_{1} \frac{\partial T_{1}(r,z,t)}{\partial r}|_{r=r_{2}} ; T_{1}(r,z,t)|_{r=r_{2}} = T_{2}(r,z,t)|_{r=r_{2}}$$
(6)

Если уравнения (1)–(6) использовать для расчета эталонных значений температуры T_0 на требуемом промежутке времени нагрева, включая изотермическую выдержку, тогда, параметрическая стабилизация индукционной наплавки порошковых слоев может достигаться с помощью системы адаптивного управления [8], схема которой приведена на рис. 2.



Рис. 2. Схема адаптивного управления индукционной наплавкой 1 – регулятор; 2 – источник тока; 3 – индуктор и стальная основа с порошковым слоем; 4 – температурное излучение; 5 – пирометр

Повышение устойчивости такого типа управления может достигаться с помощью последовательного интегрально-дифференциального (ПИД) регулятора, используемого, как правило, в цепи обратной связи систем адаптивного управления для формирования управляющего сигнала. Формирование такого управляющего сигнала (u = u(t)) происходит с учетом суммирования трёх основных составляющих, первое из которых пропорционально входному сигналу, второе – является интегральной, а третье – производной от входного сигнала, поступающего в электрическую цепь от первичных преобразователей физических величин (датчиков). Если сигнал u(t) является детерминированным, тогда:

$$u(t) = P + I + D = K_{p}e(t) + K_{i}\int_{0}^{t} e(\tau)d\tau + K_{d}\frac{de}{dt},$$
(7)

а если является цифровым, то:

$$U(n) = K_{p}E(n) + K_{p}K_{ip}T\sum_{i=0}^{n}E(n) + \frac{K_{p}K_{ip}}{T}[E(n) - E(n-1)],$$
(8)

где P, I, D – пропорциональная, интегральная и дифференциальная составляющие; K_p , K_i, K_d – коэффициенты усиления пропорциональной, интегральной и дифференциальной слагаемых, соответственно; $E(n) = x_0 - x_i$, $E(k) = x_0 - x_m$.

Функциональная схема такого ПИД-регулятора приведена на рис. 3.



Рис. 3. Функциональная схема ПИД-регулятора

 x_0 – задаваемое значение уставки; x(t) – текущее значение уставки; e(t) – рассогласование

Как следует из анализа работ [1,2,5–7], применение ПИД-регулятора в цепи способно обеспечить повышение устойчивости стабилизации режимов индукционной наплавки за счет снижения восприимчивости приведенной на рисунке 2 системы адаптивного управления к случайным помехам, возникающим в электрической цепи, содержащей датчики, а также из-за воздействия электромагнитных полей. Появление таких полей, в частности, обусловлено электромагнитным излучением индуктора и работой источника высокочастотного тока в установке индукционной наплавки порошковых материалов.

Список литературы

- 1. Белявин, К.Е. Индукционный нагрев в процессах центробежного нанесения покрытий / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Научно-теоретический и информационнометодический журнал «Вестник Фонда фундаментальных исследований», № 3 (65), 2013. – С. 68-85.
- Сосновский, И.А. Исследование закономерностей управления электромагнитными потоками при индукционной наплавке порошкового слоя / И.А. Сосновский, О.О. Кузнечик, К.Е. Белявин, А.А. Курилёнок // Актуальные вопросы машиноведения; сб.научн.тр./ Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. – Вып. 3. – Минск, 2014. – С. 377 – 383.
- 3. Порошковая металлургия и напыленные покрытия /под ред. В.Н. Анциферова. М.: Металлургия, 1987. – 792 с.
- 4. Кипарисов, С.С. Порошковая металлургия. /С.С. Кипарисов, Г.А. Либенсон. М.: Металлургия, 1980. 496 с.
- 5. Бабат, Г.И. Индукционный нагрев металлов и его промышленное применение. М.–Л.: Энергия, 1965. 552 с.
- 6. Лыков, А.В. Теория теплопроводности. М.: Высшая школа, 1967. 599 с.
- Петрунин, В.Ф. Ультрадисперсные порошки и нанокристаллы два типа уль-традисперсных систем. [Текст] / В. Ф, Петрунин. // «Физикохимия ультрадисперсных систем»: сб. тр. V Всероссийской конференции. – Екатеринбург: Инст. Электрофизики УрОРАН, 2001. – С.12 – 21.
- Александровский, Н.М. Адаптивные Системы Автоматического Управления Сложными Технологическими Процессами /Н.М. Александровский, С.В. Егоров, Р.Е. Кузин. М.: Энергия, 1973. 272 С.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ АЛМАЗ–СТЕКЛО И МЕХАНИЗМА КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

Якубовская С. В., Корбит А. А., Ходан Е. П.

¹Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь, <u>almain@mail.ru</u>

Композиционные материалы с керамическими матрицами широко применяются для обработки твердых сплавов, закаленных сталей, керамики. Связующими в таких материалах являются оксидные стекла. Основной функцией связующего является обеспечение прочной связи между компонентами композиционного материала: наполнителями, зернами алмаза, кубического нитрида бора. Оксидные стекла способны взаимодействовать с зернами алмаза, кубического нитрида бора, особенно при высоких (975 – 1075 К) температурах. Следствием этого в зависимости от состава и способа получения стекла может являться как формирование прочных контактов сверхтвердый материал–стекло, так и, наоборот, снижение прочности контактов и композиционного материала в целом.

Целью настоящей работы являлось исследование структуры стеклянных покрытий на частицах алмаза и механизма контактного взаимодействия в композиционных материалах алмаз–стекло.

В качестве стекол использовали боратные стекла (оксид бора; оксид бора–углерод). Стекла получали при термодеструкции прекурсора, представляющего собой раствор борного ангидрида в борно-гликолевом эфире. Исследование морфологии и структуры композиционных материалов алмаз-стекло осуществляли на растровом электронном микроскопе VEGA/TESCAN (Япония).

Согласно полученным экспериментальным данным, образование пленок стекла на поверхности алмазных зерен начинается при 600 К. При этой температуре на поверхности алмаза находится рыхлая пленка прекурсора стекла. Разрушение композиционного материала происходит по границам алмаз–прекурсор стекла и прекурсор–прекурсор. Увеличение температуры спекания (до 775 К) приводит к формированию пленок стекла на поверхности алмаза, а также в поровых каналах, и к повышению прочности границы раздела алмаз–стекло. Разрушение композиционного материала происходит в большей степени по границам стекло–стекло (рис.1, a).

Дальнейшее повышение температуры спекания композиционных материалов сопровождается гомогенизацией и изменением состава стекла. По данным рентгенофазового анализа, в его составе присутствует углерод, что также приводит к повышению прочности границ раздела алмаз–стекло (рис.1, δ). Разрушение композиционных материалов, спеченных при 825 К, протекает преимущественно по стеклу (рис. 1, δ). Поверхность прослоек стекла рельефная. На отдельных участках стекла наблюдается чашечный микрорельеф. Существование на поверхности композиционного материала рельефов, в том числе чашечных, свидетельствует о хрупком механизме разрушения, причем разрушение протекает по стеклу. По данным электронно-микроскопических исследований (рис.2, a), на поверхности алмазных зерен присутствуют не только островные пленки стекла, но и впадины, формирующие микрорельефы.

Образование микроскопических рельефов (в форме углублений) поверхности частиц алмаза указывает, что процесс взаимодействия оксидного расплава с алмазом протекает как растворение твердой фазы в расплаве стекла. Интенсивность взаимодействия алмаза с оксидным расплавом возрастает при увеличении температуры отжига. Снижение массы шихты алмаз–стекло при 1025–1075 К обусловлено двумя причинами: окислением углерода стекла и окислением поверхности алмаза, что сопровождается газовыделением и об-

разованием пор (рис. 2, б). Наиболее значительное изменение массы шихты отмечается в течение 0,5–1 ч отжига.



Рис.1. Морфология поверхности композиционного материала алмаз–стекло. Длительность спекания 1 ч, концентрация стекла 10 об. %. Температура спекания, К: *a* – 775; *б* – 825.



Рис. 2. Морфология поверхности композиционного материала алмаз–стекло. Концентрация алмаза в стекле 60 мас. %, длительность спекания – 1 ч. Температура спекания, К: *a* – 775; *б* – 1075.

Таким образом, при низких (до 775 К) температурах спекания композиционных материалов наличие пленок стекла на поверхности алмаза и отсутствие пор в стекле свидетельствует о том, что взаимодействие алмаза с расплавом ограничено стадией смачивания расплавом поверхности алмаза. Отжиг шихты при более высокой температуре сопровождается взаимодействием алмаза с оксидным расплавом и приводит к окислению углерода стекла и поверхности алмаза с образованием пор в пленке стекла.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИ ОСАЖДЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ЖЕЛЕЗО–НИКЕЛЬ

Кукареко В.А., Цыбульская Л.С.*, Кононов А.Г., Шендюков В.С.*

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь * НИИ физико-химических проблем БГУ, Минск, Беларусь, tsybul@bsu.by

В настоящее время в промышленности все более широкое применение находят гальванические покрытия сплавами. Одним из перспективных путей улучшения физикомеханических свойств покрытий на основе железа является их легирование различными элементами. В частности, сплавы Fe-Ni, получаемые методом электрохимического осаждения, используются в качестве защитно-декоративных, магнитных и износостойких покрытий. Высокие магнитные свойства электрохимически осажденных сплавов Fe-Ni имеют важное практическое приложение при производстве магнитных приводов и двигателей [1]. В последнее время железоникелевые сплавы используются в качестве сенсорных материалов в микроэлектронике. Благодаря повышенной механической прочности, а также коррозионной и теплостойкости Fe-Ni покрытия применяются для восстановления изношенных деталей машин и механизмов [2]. Высокая скорость осаждения железоникелевых сплавов из водных растворов, возможность варьирования их физико-механических свойств путем изменения состава электролита и режимов электролиза позволяют формировать покрытия необходимого состава с заданными свойствами. Вместе с тем влияние содержание никеля на структурное состояние и физико-механические свойства покрытий Fe-Ni остается малоизученным. Исследованию этих вопросов посвящена данная работа.

Покрытие Fe-Ni наносили на торцевые поверхности цилиндрических медных образцов (\emptyset 10 мм. h = 8 мм) толшиной 20-40 мкм из раствора следующего состава, моль/л: NiSO₄·7H₂O - 0,3, NiCl₂·6H₂O - 0,3, H₃BO₃ - 0,5, сахарин - 0,01, аскорбиновая кислота -0,012, FeSO₄·7H₂O – $0,03\div0,3$, pH 2,3, при плотности катодного тока 2 A/дм², в термостатируемой ячейке (30±1 °C), при интенсивном перемешивании раствора магнитной мешалкой и вертикальном колебании катода с частотой 30 мин⁻¹. Посредством изменения соотношения солей железа и никеля в растворе (Ni:Fe 10:1; 4:1 и 1:1) были получены покрытия с содержанием никеля в сплаве от 54 до 87 ат. %. Химический состав покрытий Fe-Ni рентгенофлуоресцентным методом с помощью определяли лазерного атомноэмиссионного спектрометра LEA-S500. Структурно-фазовое состояние покрытий исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3.0. Съемки профилей интенсивности рассеянного рентгеновского излучения проводили в монохроматизированном СоКа излучении (U = 30 кВ и I = 15 мА). Рентгеновская съемка осуществлялась с фокусировкой по Бреггу-Брентано в режиме сканирования (по точкам) с шагом 0,1° и временем набора импульсов на точку 10 с. Измерения микротвердости проводили на приборе DuraScan-20 при нагрузке 50 г (0,49 Н). Относительная погрешность измерения HV 0,05 не превышала 10 %. Триботехнические испытания проводили в режиме трения без смазки автоматизированном трибометре АТВП, работающем по схеме возвратнона поступательного перемещения исследуемого образца по контртелу (90×30×3 мм) и оснащенном устройством для регистрации коэффициента трения в процессе испытаний. В качестве контртела использовали пластину, изготовленную из закаленной углеродистой стали 65Г, с твердостью 800 HV 10. Средняя скорость перемещения образца относительно контртела в процессе трибоиспытаний составляла 0,1 м/с. Номинальное контактное давление испытаний составляло 1 МПа. Измерение величины износа образцов осуществляли посредством взвешивания на аналитических весах АДВ-200М. Погрешность измерения массы образца составляла 0,05 мг.

Электрохимическое осаждение покрытия Fe–Ni происходит по аномальному типу: ионы менее благородного Fe(II) восстанавливаются преимущественно по сравнению с ионами более благородного Ni(II), что приводит к существенно большему содержанию железа в покрытии по сравнению с его концентрацией в электролите. Так, из предложенного электролита при соотношении Ni(II):Fe(II) = 10:1 были получены покрытия с содержанием железа в сплаве 54 ат. %, при Ni(II):Fe(II) = 4:1 – 83 ат. %, при Ni(II):Fe(II) =1:1 – 87 ат. %, которые условно были обозначены Fe₅₄Ni₄₆, Fe₈₃Ni₁₇ и Fe₈₇Ni₁₃. Следует отметить, что независимо от соотношения Ni(II):Fe(II) в электролите скорость осаждения покрытий Fe–Ni остается постоянной и составляет 25±1 мкм/ч при выходе сплава по току 98±1 %.

На рис. 1 приведены рентгеновские дифрактограммы покрытий Fe₅₄Ni₄₆ и Fe₈₇Ni₁₃. Следует отметить, что покрытие Fe₅₄Ni₄₆ имеет структуру твердого раствора Ni в Fe с ГЦК кристаллической решеткой (γ -фаза), параметр ее составляет *a*=0,3591 нм. Данная величина параметра решетки ГЦК твердого раствора имеет промежуточное значение между величинами параметров решетки чистых Ni и γ -Fe ($a_{\rm Ni} = 0,3524$ нм, a_{γ -Fe = 0,3649 нм), что обусловлено различными радиусами атомов никеля и железа ($r_{\rm Fe} = 0,126$ нм, $r_{\rm Ni} = 0,124$ нм). Согласно правилу Вегарда, параметр решетки твердого раствора линейно изменятся с увеличением концентрации легирующего элемента. Для покрытия Fe₅₄Ni₄₆ закон Вегарда запишется в виде:

$$a(\text{Fe}_{54}\text{Ni}_{46}) = a_{\text{Ni}} + 0.54(a_{\text{v-Fe}} - a_{\text{Ni}}) = 0.3592$$

где a_{Ni} и $a_{\gamma-Fe}$ – соответственно, параметры решеток чистых Ni и γ -Fe (в нм), $a(Fe_{54}Ni_{46})$ – параметр решетки ГЦК твердого раствора покрытия, содержащего 54 ат.% железа. Полученный результат находится в хорошем соответствии с экспериментально полученным значением параметра решетки ГЦК твердого раствора Fe₅₄Ni₄₆.



Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы покрытий $Fe_{54}Ni_{46}(a)$ и $Fe_{83}Ni_{17}(\delta)$.

Из рис. 1 *а* видно, что дифракционные линии от ГЦК фазы покрытия Fe₅₄Ni₄₆ сильно уширены ($\beta_{111}=30,3\cdot10^{-3}$ рад, $\beta_{222}=101,8\cdot10^{-3}$ рад). При этом отношение $\beta_{222}/\beta_{111}\approx$ tg $\theta_{222}/\theta_{111}$, что свидетельствует о высокой концентрации линейных дефектов кристаллической решетки в покрытии. Микротвердость покрытия Fe₅₄Ni₄₆ имеет относительно высокое значение, равное 450 HV 0,05, вследствие твердорастворного упрочнения, а также упрочнения, обусловленного высокой концентрацией линейных дефектов в покрытии. Из рис. 1 *б* видно, что фазовый состав покрытия Fe₈₃Ni₁₇ существенно отличается от фазового состава покрытия Fe₅₄Ni₄₆. В частности, Fe–Ni с высоким содержанием железа имеет структуру твердого раствора Ni в ОЦК решетке Fe (α -фаза). Параметр решетки α -фазы составляет для Fe₈₃Ni₁₇ и Fe₈₇Ni₁₃ соответственно *a* = 0,2864 нм и *a* = 0,2868 нм. Более низкое значие параметра решетки α -фазы Fe₈₃Ni₁₇ по сравнению с Fe₈₇Ni₁₃ обусловлено более высо-

ким содержанием в нем атомов Ni, имеющих меньший по сравнению с атомами Fe, радиус. Уширение дифракционных линий α-фазы покрытий Fe₈₃Ni₁₇ и Fe₈₇Ni₁₃ существенно ниже (Fe₈₃Ni₁₇ – $\beta_{110}=12,1\cdot10^{-3}$ рад, $\beta_{220}=43,8\cdot10^{-3}$ рад; Fe₈₇Ni₁₃ – $\beta_{110}=11,2\cdot10^{-3}$ рад, $\beta_{220}=36,8\cdot10^{-3}$ рад), чем для γ -фазы покрытия Fe₅₄Ni₄₆. При этом в случае покрытий Fe₈₃Ni₁₇ и Fe₈₇Ni₁₃ отношение $\beta_{220}/\beta_{110} \approx$ tg $\theta_{220}/\theta_{110}$, что свидетельствует о высокой концентрации в них линейных дефектов кристаллической решетки. Вместе с тем микротвердость покрытий Fe–Ni с повышенным содержанием железа составляет 550 HV 0,05, что существенно превышает величину твердости покрытия Fe₅₄Ni₄₆.

На рис. 2 приведены зависимости массового износа покрытий Ni–Fe от пути трения, из которых можно видеть, что интенсивность изнашивания покрытий на стадии приработки (путь трения 300 м) и стадии установившегося изнашивания уменьшается по мере роста содержания железа в покрытиях. В частности, для покрытия Fe₅₄Ni₄₆, имеющего структуру γ -твердого раствора с ГЦК кристаллической решеткой, интенсивность изнашивания на линейной стадии составляет 4,2 мкг/м. Интенсивность изнашивания покрытий Fe₈₃Ni₁₇ и Fe₈₇Ni₁₃, имеющих ОЦК кристаллическую решетку, приблизительно одинаковая и составляет 3,6 – 3,7 мкг/м. Повышенная износостойкость покрытий Fe₈₃Ni₁₇ и Fe₈₇Ni₁₃ по сравнению с покрытием Fe₅₄Ni₄₆ связана с более высокой твердостью покрытий с малым содержанием никеля. Коэффициент трения покрытий Fe–Ni практически не зависит от содержания в них никеля и составляет 0,8–0,9.



Проведенное исследование структурно-фазового состояния физико-И механических свойств Fe-Ni показало, что покрытие с более высоким содержанием никеля (Fe₅₄Ni₄₆) имеет структуру твердого раствора с ГЦК кристаллической решеткой и характеризуется микротвердостью 450 HV 0,05. При небольшом содержании никеля (13-17 ат.%) покрытия имеют структуру ОЦК твердого раствора и повышенное значение микротвердости, равное 550 HV 0,05. Коэффициент трения покрытий Fe-Ni не зависит от содержания в них никеля и составляет 0,8-0,9. Установлено, что покрытия Fe-Ni с ОЦК

кристаллической решеткой, обладающие повышенными значениями микротвердости, характеризуются более высокой износостойкостью на стадиях приработки и установившегося изнашивания по сравнению с покрытием Fe₅₄Ni₄₆.

Список литературы

- 1. J.L. McCrea, G. Palumbo, G.D. Hibbard, U. Properties and applications for electrodeposited nanocrystalline Fe–Ni alloys // Rev. Adv. Mater. Sci. 5 (2003). Is. 3. 252–258.
- Sanaty-Zadeh, K. Raeissi, A. Saidi. Properties of nanocrystalline iron–nickel alloys fabricated by galvano-static electrodeposition // Journal of Alloys and Compounds 485 (2009) 402– 407.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСИЛИЯ ОБЖАТИЯ ТРУБ ПОЛИМЕРНЫМИ ТЕРМОУСАЖИВАЕМЫМИ МУФТАМИ

Ревяко М.М., Касперович О.М., Хрол Е.З., Петрушеня А.Ф.

Учреждение образования «Белорусский государственный технологический университет», г. Минск, Республика Беларусь, khrolez@belstu.by

В Республике Беларусь, а также в странах дальнего и ближнего зарубежья выпускается широкий ассортимент муфт на основе термопластичных полимеров, которые применяются для гидроизоляции стыков трубопроводов. В большинстве случаев указанные изделия изготавливаются из полиэтилена, который после процесса формования дополнительно подвергается сшивке. Сшивка полиэтилена на практике может осуществляться различными способами – под действием химических реагентов, коронного разряда, радиационного излучения и т.д. Кроме того, при изготовлении подобной продукции различные производители могут использовать также различные марки полиэтилена. Именно по этой причине показатели эксплуатационных свойств подобных изделий, изготовленных разными производителями, могут в значительной степени отличаться.

Подобный вид продукции является относительно новым, а поэтому к настоящему времени в промышленности пока еще не было выработано обоснованных требований к муфтам. В связи с этим в работе предпринята попытка определения основных технических требований к важнейшим эксплуатационным характеристикам подобной продукции, а также проанализировано влияние степени сшивки полимерного материала на потребительские свойства полученных из него муфт, в частности на такой показатель, как усилие обжатия труб полимерными термоусаживаемыми муфтами [1].

В настоящей работе описываются результаты исследования муфт, полученных из полиэтилена и подвергнутых дополнительному радиационному сшиванию и ориентационной вытяжке. Таким образом, на стадии изготовления в исследованных образцах муфт при формовании образуется пространственная сетка из сшитых макромолекул полимера, что должно обеспечивать повышенную прочность подобных изделий при растяжении, а также более высокую термостойкость, химическую стойкость, стойкость к пониженным температурам, стойкость к растрескиванию подобной продукции.

При проведении работы были исследованы технологические и эксплуатационные свойства образцов муфт, изготовленных на ООО «СарматТермо-Инжиниринг» из трубоболочек, полученных из различных марок полимера и характеризующихся различным диаметром (табл. 1). Облучение части образцов муфт проводилось с помощью гаммаустановки модели «УГУ–420» (одноразовая доза облучения муфт составляла 9 Мрад; двухразовая доза – 18 Мрад, четырехразовая доза – 27 Мрад) (образцы № 1–4, 6–9, 12–15). Вторая часть образцов муфт, исследованных в работе, облучалась с помощью ускоренных электронов (доза облучения – 9 эВ) (образцы № 5, 10). В качестве аналога в работе рассмотрен также образец муфты, изготовленный без облучения (образец № 11).

Степень сшивки полиэтилена в муфтах и степень раздува муфт определялась в работе по содержанию в материале гель-фракции (за счет экстрагирования образцов полимера в пара-ксилоле) и за счет определения диаметра муфты до и после усадки, соответственно. Результаты испытаний образцов муфт на степень сшивки полимера представлены в табл. 1.

Значения усилия и давления обжатия трубы в работе определялись на универсальной испытательной машине тензометр Instron 2020 по уникальным методикам, разработанным авторами статьи [2–4], согласно схеме, представленной на рис. 1.

Таблина	1.Характерист	ики образнов	муфт. исп	юльзованных	при испытаниях
гиолпци	1	ики образцов		IOIDJODUIIIDIA	nph nenbrianna

Номер образца муфты	Марка полиэтилена (ПЭ)	Количество доз облучения	Диаметр до раздува, мм	Средняя толщина стенки, мм	Степень сшивки муфт, %	Степень раздува муфт, %	Усилие обжатия трубы, Н	Давление обжатия трубы, МПа
1	ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 B	1	110	2,56	27,20	111,06	468,27	0,106425
2	ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 B	2	110	2,6	21,78	109,84	550,69	0,125157
3	ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 B	1	160	2,93	11,45	110,33	561,42	0,087722
4	ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 B	2	160	3,03	30,28	110,21	502,76	0,078556
5	ПЭ 63	1	110	3,26	23,40	112,11	480,52	0,109209
6	ПЭ 63 марки 273-83	1	160	3,1	24,05	110,92	516,91	0,080767
7	ПЭ 63 марки 273-83	2	160	3	18,29	109,45	508,44	0,079444
8	ПЭ 63 марки 273-83	4	160	3,06	98,2	109,57	405,37	0,063339
9	ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 B	2	110	2,46	49,6	113,27	560,08	0,127291
10	ПЭ 63	2	160	2,63	39,3	108,72	357,12	0,055800
11	ПЭ 100	0	125	2,83	_	111,19	491,79	0,098358
12	ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 B	4	160	3,3	55,71	109,67	589,28	0,092075
13	ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 B	4	110	2,5	91,5	113,21	484,44	0,110100
14	ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 B	2	160	3,06	50,34	109,77	501,49	0,078358
15	ПЭ 63 марки 273-83	2	160	3	69,5	110,25	435,71	0,068080

Проанализировав данные, представленные в табл. 1, можно прийти к выводу о том, что образцы, характеризующиеся высокой степенью раздува (образцы № 5, 9 и 13) обеспечивают также и большое усилие обжатие труб-оболочек. Поскольку при получении всех этих муфт изделия облучались различное количество раз, то можно сделать вывод о том, что вклад ориентационных напряжений, возникающих в изделии при раздуве, оказывает более значительное влияние, чем процессы сшивания материала при облучении.

В работе установлено, что максимальное усилие обжатия обеспечивается в случае использования муфт, изготовленных из ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 В, дважды дополнительно облученных (0,1273 МПа). Причиной может быть то, что подобные муфты характеризуются более высокой степенью вытяжки и ориентации по сравнению с другими муфтами, что позволяет достичь более высоких значений усадки указанных муфт при эксплуатации.



Рис. 1. Схема установки для определения усилия обжатия труб-оболочек полимерными термоусаживаемыми муфтами:

1 – испытуемый образец; 2 – полукольца; 3 – резиновая прокладка; 4 – крепление полуколец; 5 – захваты; 6 – термошкаф; 7 – верхняя поперечина; 8 – направляющая колонна; 9 – измерительная шкала; 10 – станина установки; 11 – рейки для перемещения термошкафа; 12 – указательная стрелка

Таким образом, на основании проведенных исследований было выявлено, что оптимальной для промышленного использования является термоусаживаемая муфта, изготовленная из ПЭ 80 марки Лукотен F 3802 B, облученная дозой 18 Мрад (образец № 9), поскольку она обладает лучшим набором эксплуатационных характеристик и имеет хорошие физико-механические показатели.

Список литературы

- 1. Длительная долговечность труб из сшитого полиэтилена в системе горячего водоснабжения с хлорированной водой // Plast. Rabber and Compos. 1999. Т. 28, № 6. С. 309–314.
- 2. Способ определения давления усадки термоусаживаемой цилиндрической оболочки из полимерного материала, обладающего эффектом памяти формы и устройство для его осуществления: пат. 17268 Респ. Беларусь, МПК7 G 01 L 1/06, G 01 N 3/02. № а 20101331; заявл. 15.09.10; опубл. 27.03.13. // Афіцыйны бюл. № 1. 6 с
- 3. Способ определения давления усадки термоусаживаемой цилиндрической оболочки из полимерного материала, обладающего эффектом памяти формы и устройство для его осуществления: пат. 17269 Респ. Беларусь, МПК7 G 01 L 1/06, G 01 N 3/02. № а 20101332; заявл. 15.09.10; опубл. 27.03.13. // Афіцыйны бюл. № 1. 6 с
- 4. Способ определения давления усадки термоусаживаемой цилиндрической оболочки из полимерного материала, обладающего эффектом памяти формы и устройство для его осуществления: пат. 17270 Респ. Беларусь, МПК7 G 01 L 1/06, G 01 N 3/02. № а 20101333; заявл. 15.09.10; опубл. 27.03.13. // Афіцыйны бюл. № 1. 6 с

МИКРОТВЕРДОСТЬ В КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ АРМИРОВАНИЕМ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ

Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Лапковский А.С.

БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь, <u>scvdmed@bntu.by</u>

В последнее время весьма актуальной становится задача получения композиционных покрытий из разнородных материалов методом сочетания различных способов нанесения покрытий, т.к. получение композиционных покрытий из разнородных материалов при использовании одного способа нанесения уже частично изучено [1, 2].

Нанесение композиционных покрытий осуществлялось в 2 этапа. На первом этапе на образцы из стали 45 методом лазерной наплавки наносились параллельные валики из са-



Рис. 1. Поперечное сечение композиционного покрытия x50

мофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-12Н-01. На втором этапе после дробеструйной обработки образцов с наплавленными валиками из сплава ПГ-12Н-01 на них производилось напыление плазменного покрытия из порошка бронзы ПГ-19М-01. Напыление покрытия осуществлялось на установке плазменного напыления УПУ-3Д. Фотография поперечного сечения композиционного покрытия, полученного армированием газотермического покрытия лазерной наплавкой, показана на рис. 1. Исследование микротвердости проводилось на поперечных шлифах с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 100 г. Измерения микротвердости проводились по глубине и ширине, параллельно

основе, наплавленных валиков из сплава ПГ-12Н-01 и плазменного покрытия из бронзы ПГ-19М-01.



Рис. 2. Распределение микротвердости в композиционном покрытии по глубине наплавленного валика из сплава ПГ-12H-01 при скорости лазерной наплавки V = 80 мм/мин



Рис.3. Распределение микротвердости в композиционном покрытии по ширине наплавленных валиков из сплава ПГ-12H-01 при скорости лазерной наплавки V = 80 мм/мин

Из рисунков 2 и 3 видно, что как по глубине, так и по ширине наплавленного валика из сплава ПГ-12H-01 микротвердость имеет практически одинаковое значение.

На рис. 4 показаны зависимости средней микротвердости в наплавленных валиках из сплава ПГ-12H-01 от скорости лазерной наплавки. Из рис. 4 видно, что с увеличением скорости лазерной наплавки происходит уменьшение средней микротвердости в валиках самофлюсующегося сплава в композиционном покрытии при всех дистанциях наплавки.



Рис. 4. Зависимость средней микротвердости в валиках самофлюсующегося сплава в композиционном покрытии от скорости лазерной наплавки

Рис. 5. Распределение микротвердости в композиционном покрытии по глубине плазменного покрытия из бронзы ПГ-19М-01 при мощности напыления 14300 Вт

Рис. 6. Распределение микротвердости в композиционном покрытии по ширине плазменного покрытия из бронзы ПГ-19М-01 при мощности плазменного напыления 14300 Вт

Из рисунков 5 и 6 видно, что как по глубине, так и по ширине плазменного покрытия из бронзы ПГ-19М-01 в композиционном покрытии микротвердость находится на одном уровне для всех скоростей напыления и мощности напыления.

На рис. 7 показаны зависимости средней микротвердости в плазменном покрытии из бронзы ПГ-19М-01 от мощности плазменного напыления. Из рис. 7 видно, что с увеличением мощности плазменного напыления с 14300 Вт до 16900 Вт средняя микротвердость плазменного покрытия из бронзы в композиционном покрытии также увеличивается. Однако при дальнейшем увеличении мощности плазменного напыления микотвердость покрытия из бронзы несколько уменьшается.



Рис. 7. Зависимость средней микротвердости плазменного покрытия из бронзы ПГ-19М-01 в композиционном покрытии от мощности напыления

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

- В композициом покрытии, полученном армированием газотермического покрытия лазерной наплавкой четко различаются зоны армирующих валиков из сплава ПГ-12H-01 нанесенные лазерной наплавкой и зоны плазменного покрытия из бронзы ПГ-19М-01. Взаимная диффузия материалов этих зон практически отсутствует.

- Характер распределения микротвердости по глубине и ширине наплавленных валиков из сплава ПГ-12H-01 равномерный, микротвердость практически одинакова в любой точке поперечного сечения валиков. Величина микротвердости в валиках из сплава ПГ-12H-01 зависит от скорости лазерной наплавки и дистанции наплавки.

- В участках композиционного покрытия нанесенных плазменным напылением бронзы ПГ-19М-01 микротвердость также равномерно распределена по глубине и ширине покрытия и практически одинакова в любой точке поперечного сечения этих участков. Величина микротвердости в участках плазменного покрытия зависит от мощности плазменного напыления и скорости перемещения плазмотрона.

- По ширине композиционного покрытия, полученного армированием плазменнного покрытия лазерной наплавкой, наблюдается периодическое изменение микротвердости при переходе из наплавленных валиков из сплава ПГ-12Н-01 в плазменное покрытие из бронзы ПГ-19М-01 и опять в наплавленный валик вдоль всего поперечного сечения по-крытия. Периодичность изменения микротвердости может регулироваться изменением ширины и шага расположения валиков, что должно оказывать влияние на эксплуатационные свойства покрытий.

Список литературы

- Девойно О.Г. Формирование однослойных композиционных полосчатых покрытий из сплава ПГ-12H-01 и бронзы ПГ-19М-01, получаемых лазерной наплавкой/ О.Г. Девойно, М.А. Кардаполова, Н.И. Луцко [и др.]// Современные методы и технологии создания и обработки материалов. В 3 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки; под ред. С.А. Астапчик [и др.]. - Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2013. – 616 с. – С. 177-184.
- Девойно О.Г. Формирование двухслойных композиционных покрытий из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01, полученных лазерной наплавкой/ О.Г. Девойно, М.А. Кардаполова, Н.И. Луцко [и др.]// Инновационные технологии в машиностроении: материалы междунар. науч.техн. конф., 29-30 окт. 2013 г.; под. ред. А.И. Гордиенко, В.К. Шелега.- Новополоцк: Полоц. гос. ун-т, 2013. – 248 с. – С. 126-130.

СТРУКТУРА МЕТАЛЛА В ОБЪЕМЕ СОЕДИНЕНИЯ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Барахтин Б.К., Барахтина Н.Н.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия mail@crism.ru

Прочность сварного соединения, полученного методом трения с перемешиванием (СТП), обеспечивается адгезионным физико-химическим взаимодействием атомов, активированных пластической деформацией и высокими температурами. Сварка производилась подачей со скоростью U = 120 мм/мин цилиндрического инструмента, вращающегося с частотой N = 450 об/мин ($\omega \sim 1 - 10 \text{ c}^{-1}$). Целью работы являлся анализ структурных изменений в СТП соединении листов толщиной 3 мм, изготовленных из конструкционного сплава группы магналиев (таблица).

Таблица. Химический	состав	сплава
---------------------	--------	--------

Содержание химических элементов, вес.%								
Al	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr	Zr	Ti
Основа	5,8	0,8	0,1	0,2	0,7	0,08	0,1	0,03

Исследование структуры СТП соединения (рис.1*a*) выполнено методами металографии, результаты истолкованы с позиций трибологии.



Рис.1. Общий вид структуры металла в объеме СТП с указанием характерных зон соединения (*a*), периодический макрорельеф на аналитическом сечении участка «наступающей» стороны (δ)

На лицевой поверхности соединяемых листов зафиксирован волнообразный рельеф переменной частоты и амплитуды. На участке «наступающей» стороны по мере удаления от оси инструмента наличие рельефа (рис.16) с возрастающими амплитудой и частотой свидетельствовали о потоках массы вещества, выходящего на поверхность наподобие прибрежных волн. Периодичность дает основание полагать, что движение и перемешивание металла осуществлялось конвекцией материальной среды с участием динамической колебательной моды. Следовательно, в формировании структуры сварного соединения принимали участие конкурирующие процессы, описание которых необходимо осуществлять с позиций кинетики или нелинейной динамики. Зафиксировано, что по мере подачи вращающегося инструмента металл начинал вовлекаться в пластическое течение в условиях растяжения с изгибом на удалении ~1,5 мм от него. Отсюда следовало, что в перемешивании металла принимали участие носители пластической и ротационной моды деформации – дислокации и дисклинации.

Методом химического травления шлифов выявлена структура металла, в которой по виду деформированных зерен определены границы зон: ядра, механотермического влияния (ЗМТВ), термического влияния (ЗТВ) и основного металла (ОМ). В структуре каждой из указанных зон выявлены особенности.

Зона ядра выделяется конфигураций следов ротационной мегапластической деформации в виде замкнутых циклических траекторий неправильной формы, которые свидетельствуют о массовом конвективном потоке деформируемого металла, восходящем к лицевой поверхности соединения. По опубликованным данным температура в СТП соединениях алюминиевых сплавов может достигать 400 °C. Строение ядра характеризуется мелкими (1±0,5 мкм) равноосными зернами с динамически рекристаллизованной структурой релаксационного типа как после зернограничной деформации.



Рис.2. Структура зерен в зоне ЗМТВ в виде каналов деформации (слева) и зерна фрагментированного состояния с полосовой субструктурой (справа) (*a*). Стрелка указывает место фрагментированных зерен на схеме распределения параметров каналов a/b (б). Схема изменения коэффициента трения μ и типы возможных структур на разных этапах контакта трущихся поверхностей в зависимости от числа оборотов N, скорости скольжения $v = \omega R$ и температуры T в узлах трения (*в*)

В ядре минимальный размер зерен сопоставим с оценкой масштаба элементарной трибонаноструктуры – механического кванта структур трения. Редкие разрывы длиной до 50 мкм межзеренного типа, обнаруженные в пределах ядра, указывают на проявление микроскопического схватывания и износа, который наступает после самоорганизованного образования и распада вторичных структур трения в нанообъемах границ соприкасающихся зерен с генерацией вакансий, микротрещин и ювенильных участков. С учетом результатов структурных исследований ядра, можно полагать, что для скоростей подачи инструмента существует интервал $U_{\text{мин}} < U_{\text{опт}} < U_{\text{макс}}$, в пределах которого эффект перемешивания возможен без нарушения сплошности материала. Он означает, что $U_{\text{макс}}$ может рассматриваться как критерий, *до*- *статочный* для появления трещины вследствие износа схватыванием. Величину $U_{\text{опт}}$ следует определить как критерий, *необходимый* для получения прочного (бездефектного) СТП соединения.

В зоне механотермического влияния (ЗМТВ) зерна сгруппированы по направлению мегапластической деформации, образуя протяженные каналы разной ширины и морфологии. В пределах ЗМТВ для произвольно выбранного медианного участка параметры каналов, представленные отношениями поперечной хорды a к продольной b, обнаруживают максимум при $a/b \sim 0.3\pm0.1$ (рис.2b). В области экстремума каналы деформации с равноосными рекристаллизованными зернами чередуются с каналами, внутри которых упорядоченно ориентированы субзерна полосового типа, которые начинаются и оканчиваются на границах и характерны для фрагментированного состояния. Зафиксированные особенности указывают на их деформационное происхождение с динамикой колебательного типа в коллективном взаимодействии активных мод деформации мезоскопического уровня.

По мере приближения к границам с ядром или ЗТВ значения функции распределения *a/b* резко устремляются к единице, что свидетельствует о формировании равноосных зерен и смене механизмов и масштабных уровней в процессах структурообразования.

В рассмотрении процессов, ответственных за СТП соединение материалов, мы исходим из положений отечественной науки о трении. С позиций трибологии реакцию металла на воздействие вращающегося инструмента можно характеризовать с помощью коэффициента трения μ и последовательности нескольких этапов структурных изменений, обусловленных числом оборотов инструмента N (степенью деформации), скоростью скольжения $v = \omega R$ и температурой T (рис.2 ε).

В условиях растяжения с изгибом пластическую деформацию, которая сопровождается искривлением и вытягиванием зерен исходной (статической) структуры, можно сопоставить с этапом приработки, в течение которой коэффициент трения высок. В объемах металла, где осуществляется дробление и турбулентное перемешивание зерен и фаз, можно ожидать образование динамических (вторичных) структур неравновесного состояния, которые за счет вводимой механической энергии формируются и распадаются в трибоконтактах материальной среды.

Авторы не ставили перед собой задачу исчерпывающего анализа структурных изменений, но сочли необходимым изложить результаты наблюдений, на основании которых сформулированы следующие выводы:

1. В методе сварки трением с перемешиванием (СТП) формирование прочного соединения металлических материалов в условиях повышенных температур и конвективной мегапластической деформации реализуется физико-химическим взаимодействием атомов в форме статистических ансамблей дефектов кристаллического строения с метрикой от 0-мерного уровня (вакансии) до 3-х мерного уровня (каналированные группы зерен и микротрещины).

2. Сохранение сплошности деформируемой среды обеспечивается непрерывной самоорганизацией структурных перестроек колебательного типа с участием диссипативных структур неравновесного состояния и механизмов динамической релаксации.

3. В разработке практических технологий СТП с постоянной скоростью вращения рекомендуется оптимизация диаметра заплечиков инструмента и скорости его подачи по траектории соединения.

4. Результаты структурных исследований подтвердили ранее высказанную гипотезу о том, что фрагментированная структура деформируемого металла в состоянии предельного упрочнения является аккомодационной, характеризуется термодинамической неравновесностью и способствует накоплению латентной энергии, достаточной для активации релаксационных процессов в форме структурно-фазовых переходов.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ОРТОТРОПНЫХ СЛОИСТЫХ ТОНКИХ БАЛОК

Алваджян Ш.И, Саркисян С.О., Фарманян А.Ж.

Гюмрийский гос. педагогический институт, г. Гюмри, Армения, s sargsyan@yahoo.com, alvajyanshushan@mail.ru

Введение. В работе [1] на основе метода гипотез построена общая прикладная теория микрополярных упругих изотропных тонких балок. В данной работе принимая гипотезы для слоистого пакета балки в целом и, в результате, построена прикладная модель микрополярных ортотропных упругих слоистых тонких балок.

1. Постановка задачи. Рассмотрим слоистый прямоугольник, число слоев-*n* (задача плоского напряженного состояния). Будем исходить из основных уравнений плоской статической задачи (для прямоугольной области) линейной теории микрополярной упругости с независимыми полями перемещений и вращений [1]:

Уравнения равновесия для *k*-ого слоя

$$\frac{\partial \sigma_{11}^{(k)}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{21}^{(k)}}{\partial x_2} = 0, \quad \frac{\partial \sigma_{12}^{(k)}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{22}^{(k)}}{\partial x_2} = 0, \quad \frac{\partial \mu_{13}^{(k)}}{\partial x_1} + \frac{\partial \mu_{23}^{(k)}}{\partial x_2} + \sigma_{12}^{(k)} - \sigma_{21}^{(k)} = 0.$$
(1.1)

Физические соотношений упругости для k-ого слоя

$$\varepsilon_{11}^{(k)} = \frac{\partial v_1^{(k)}}{\partial x_1}, \qquad \varepsilon_{22}^{(k)} = \frac{\partial v_2^{(k)}}{\partial x_2}, \qquad \varepsilon_{12}^{(k)} = \frac{\partial v_2^{(k)}}{\partial x_1} - \omega_3^{(k)}, \\ \varepsilon_{21}^{(k)} = \frac{\partial v_1^{(k)}}{\partial x_2} + \omega_3^{(k)}, \qquad \chi_{13}^{(k)} = \frac{\partial \omega_3^{(k)}}{\partial x_1}, \qquad \chi_{23}^{(k)} = \frac{\partial \omega_3^{(k)}}{\partial x_2}.$$
(1.3)

Здесь $\sigma_{ms}^{(k)}, \mu_{ms}^{(k)}$ (m, s = 1, 2, 3)- компоненты силового и моментного тензоров напряжений; $\varepsilon_{ms}^{(k)}, \chi_{i3}^{(k)}$ (i = 1, 2) –компоненты тензоров деформаций и изгиба-кручений; $a_{11}^{(k)}, a_{12}^{(k)}, a_{22}^{(k)}, a_{77}^{(k)}, a_{78}^{(k)}, a_{88}^{(k)}, b_{66}^{(k)}, b_{44}^{(k)}$ - упругие коэффициенты микрополярного ортотропного материала; $v_1^{(k)}, v_2^{(k)}$ – компоненты вектора перемещения, $\omega_3^{(k)}$ -независимый поворот точек прямоугоньника: $0 \le x \le a_{11}^{(k)}, x \le b_{12}^{(k)}$ ворот точек прямоугольника: $0 \le x_1 \le a$, $-h \le x_2 \le h$.

Ось x_1 расположим параллельно к линии раздела между слоями, ось x_2 - будет нор-

мальный к лицевым линиям прямоугольника ($x_2 = z_0$ и $x_2 = z_n$). На лицевых линиях прямоугольника имеют место следующие граничные условия $\sigma_{21}^{(1)}\Big|_{x_2=z_0} = -q_1^-, \quad \sigma_{21}^{(n)}\Big|_{x_2=z_n} = q_1^+, \quad \sigma_{22}^{(1)}\Big|_{x_2=z_0} = -q_2^-, \quad \sigma_{22}^{(n)}\Big|_{x_2=z_n} = q_2^+,$ $\mu_{23}^{(1)}\Big|_{x_2=z_0} = -m_2^-, \quad \mu_{23}^{(n)}\Big|_{x_2=z_n} = m_2^+.$ (1.4)

На боковых гранях прямоугольника ($x_1 = 0, x_1 = a$) будем считать, что заданы либо усилия и моменты, либо перемещения и поворот, либо смешанные условия.

На линиях раздела между слоями примем условия полного контакта, т. е. непрерывны как силовые и моментные напряжения, так и перемещения и поворот.

2. Математическая модель микрополярных упругих ортотропных слоистых тонких балок. Будем считать, что общая толщина пакета прямоугольника на много раз меньше, чем его длина. Это означает, что при построении прикладной модели можем принимать

упрощающие гипотезы. Будем предполагать, что гипотезы (эти гипотезы разделяются на кинематические и статические), которые приняты при построении однослойной микрополярной изотропной балки [1], справедливы для всего пакета тонкого прямоугольника в целом. Будем ввести также интегральные по толщине пакета силовые и моментные характеристики. Тогда получим прикладная модель микрополярных упругих ортотропных слоистых тонких балок:

$$L_{13} = \sum_{k=1}^{n} (z_k - z_{k-1}) \frac{1}{b_{66}^{(k)}} \mathbf{k}_{13}, T_{11} = \sum_{k=1}^{n} (z_k - z_{k-1}) \frac{1}{a_{11}^{(k)}} \Gamma_{11} + \sum_{k=1}^{n} \left(\frac{z_k^2}{2} - \frac{z_{k-1}^2}{2} \right) \frac{1}{a_{11}^{(k)}} \mathbf{K}_{11},$$

$$M_{11} = \sum_{k=1}^{n} \left(\frac{z_k^2}{2} - \frac{z_{k-1}^2}{2} \right) \frac{1}{a_{11}^{(k)}} \Gamma_{11} + \sum_{k=1}^{n} \left(\frac{z_k^3}{3} - \frac{z_{k-1}^3}{3} \right) \frac{1}{a_{11}^{(k)}} \mathbf{K}_{11}.$$
(2.2)

$$\Gamma_{11} = \frac{du_1}{dx_1}, \quad K_{11} = \frac{d\psi_1}{dx_1}, \quad \Gamma_{12} = \frac{dw}{dx_1} - \Omega_3, \quad \Gamma_{21} = \psi_1 + \Omega_3, \quad k_{13} = \frac{d\Omega_3}{dx_1}. \quad (2.3)$$

Граничные условия

 $M_{11} = M_{11}^* или \psi_1 = \psi_1^*; \quad N_{12} = N_{12}^* или w = w^*;$ $L_{13} = L_{13}^* или \Omega_3 = \Omega_3^*; \quad T_{11} = T_{11}^* или u_1 = u_1^*,$ (2.4)

где T_{11} , N_{12} , N_{21} - усредненные усилия; M_{11} - усредненный момент от силовых напряжений; L_{13} - усредненный момент от моментных напряжений; Γ_{11} - линейная деформация по линии x_1 ; Γ_{12} , Γ_{21} - сдвиговые деформации; K_{11} - изгибание от силовых напряжений; k_{13} - изгибание от моментных напряжений; u_1 -продольное перемещение; w- прогиб; ψ_1 - полный угол поворота нормального элемента; Ω_3 - свободный поворот нормального элемента.

В частном случае, когда имеем двухслойную балку, уравнения равновесия, геометрические соотношения остаются прежние ((2.1), (2.3)), а соотношения упругости будут иметь вид:

$$N_{12} = \left[(z_1 - z_0) \frac{a_{88}^{(1)}}{a_{77}^{(1)} a_{88}^{(1)} - (a_{78}^{(1)})^2} + (z_2 - z_1) \frac{a_{88}^{(2)}}{a_{77}^{(2)} a_{88}^{(2)} - (a_{78}^{(2)})^2} \right] \Gamma_{12}$$
$$- \left[(z_1 - z_0) \frac{a_{78}^{(1)}}{a_{77}^{(1)} a_{88}^{(1)} - (a_{78}^{(1)})^2} + (z_2 - z_1) \frac{a_{78}^{(2)}}{a_{77}^{(2)} a_{88}^{(2)} - (a_{78}^{(2)})^2} \right] \Gamma_{21},$$
$$N_{21} = - \left[(z_1 - z_0) \frac{a_{78}^{(1)}}{a_{77}^{(1)} a_{88}^{(1)} - (a_{78}^{(1)})^2} + (z_2 - z_1) \frac{a_{78}^{(2)}}{a_{77}^{(2)} a_{88}^{(2)} - (a_{78}^{(2)})^2} \right] \Gamma_{12}$$

$$+ \left[(z_{1} - z_{0}) \frac{a_{77}^{(1)}}{a_{77}^{(1)} a_{88}^{(1)} - (a_{78}^{(1)})^{2}} + (z_{2} - z_{1}) \frac{a_{77}^{(2)}}{a_{77}^{(2)} a_{88}^{(2)} - (a_{78}^{(2)})^{2}} \right] \Gamma_{21},$$

$$L_{13} = (z_{1} - z_{0}) \frac{1}{b_{66}^{(1)}} k_{13} + (z_{2} - z_{1}) \frac{1}{b_{66}^{(2)}} k_{13},$$

$$T_{11} = \left[(z_{1} - z_{0}) \frac{1}{a_{11}^{(1)}} + (z_{2} - z_{1}) \frac{1}{a_{11}^{(2)}} \right] \Gamma_{11} + \left[\left(\frac{z_{1}^{2}}{2} - \frac{z_{0}^{2}}{2} \right) \frac{1}{a_{11}^{(1)}} + \left(\frac{z_{2}^{2}}{2} - \frac{z_{1}^{2}}{2} \right) \frac{1}{a_{11}^{(2)}} \right] K_{11},$$

$$M_{11} = \left[\left(\frac{z_{1}^{2}}{2} - \frac{z_{0}^{2}}{2} \right) \frac{1}{a_{11}^{(1)}} + \left(\frac{z_{2}^{2}}{2} - \frac{z_{1}^{2}}{2} \right) \frac{1}{a_{11}^{(2)}} \right] \Gamma_{11} + \left[\left(\frac{z_{1}^{3}}{3} - \frac{z_{0}^{3}}{3} \right) \frac{1}{a_{11}^{(1)}} + \left(\frac{z_{2}^{3}}{3} - \frac{z_{1}^{3}}{3} \right) \frac{1}{a_{11}^{(2)}} \right] K_{11}.$$

Когда имеем трехслойную балку симметричного строения, тогда уравнения равновесия (2.1) остаются неизменными, только в последнем уравнении правую часть нужно заменить на выражение $-z_0(q_1^- - q_1^+)$, а соотношения упругости имеют вид:

$$\begin{split} N_{12} &= \left[2(z_1 - z_0) \frac{a_{88}^{(1)}}{a_{77}^{(1)} a_{88}^{(1)} - (a_{78}^{(1)})^2} - 2z_1 \frac{a_{88}^{(2)}}{a_{77}^{(2)} a_{88}^{(2)} - (a_{78}^{(2)})^2} \right] \Gamma_{12} \\ &- \left[2(z_1 - z_0) \frac{a_{78}^{(1)}}{a_{77}^{(1)} a_{88}^{(1)} - (a_{78}^{(1)})^2} - 2z_1 \frac{a_{78}^{(2)}}{a_{77}^{(2)} a_{88}^{(2)} - (a_{78}^{(2)})^2} \right] \Gamma_{21}, \\ N_{21} &= - \left[2(z_1 - z_0) \frac{a_{78}^{(1)}}{a_{77}^{(1)} a_{88}^{(1)} - (a_{78}^{(1)})^2} - 2z_1 \frac{a_{78}^{(2)}}{a_{77}^{(2)} a_{88}^{(2)} - (a_{78}^{(2)})^2} \right] \Gamma_{12} \\ &+ \left[2(z_1 - z_0) \frac{a_{77}^{(1)}}{a_{77}^{(1)} a_{88}^{(1)} - (a_{78}^{(1)})^2} - 2z_1 \frac{a_{77}^{(2)}}{a_{77}^{(2)} a_{88}^{(2)} - (a_{78}^{(2)})^2} \right] \Gamma_{21}, \\ L_{13} &= 2(z_1 - z_0) \frac{1}{b_{66}^{(1)}} k_{13} - 2z_1 \frac{1}{b_{66}^{(2)}} k_{13}, \qquad T_{11} = \left[2(z_1 - z_0) \frac{1}{a_{11}^{(1)}} - 2z_1 \frac{1}{a_{11}^{(2)}} \right] \Gamma_{11}, \quad (2.6) \\ M_{11} &= \left[\frac{2}{3} (z_1^3 - z_0^3) \frac{1}{a_{11}^{(1)}} - \frac{2}{3} z_1^3 \frac{1}{a_{11}^{(2)}} \right] K_{11}; \end{split}$$

геометрические соотношения остаются прежние (2.3).

На основе построенной прикладной-одномерной модели микрополярных ортотропных слоистых балок рассмотрены некоторые конкретные задачи, построены аналитические решения этих задач и выполнен численный анализ, показывающие эффективные свойства микрополярного материала по сравнению с классическими материалами. В частности, когда имеем двухслойную балку, материал нижнего слоя которого классический, а верхний слой- микрополярный изотропный (микрополярный материал-это образ наноматериала), расчеты показывают, что при покрытии микрополярным материалом (по сравнению с классическим случаем) повышаются прочностные и жесткостные свойства пакета балки.

Список литературы

1. Sargsyan S. H. Effective Manifestations of Characteristics of Strength and Rigidity of Micropolar Elastic Thin Bars. Journal of Materials Science and Engineering. Volume 2. № 1. 2012. P. 98-108.

УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ МОДИФИКАТОРОВ

Гувалов А.А., Аббасова С.И., Гувалов М.А.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, Баку, Азербайджанская Республика, abbas.guvalov@akkord.az

Комплексные органоминеральные модификаторы являются сегодня неотъемлемой частью цементных систем. Преимущество структуры цементной матрицы с микронаполнителем заключается в том, что в ней создаются благоприятные условия для формирования межчастичных контактов, во многом определяющих прочность материала. В таких структурах уменьшается внутренние дефекты, снижается концентрация напряжений. При рассмотрении механизмов повышения прочности наполненных цементных систем, особенно при использовании тонкодисперсных наполнителей, особого внимания заслуживают процессы гидратации и минералообразования, обеспечивающие в конечном итоге прочность твердеющих композитов. Бетон является полифункциональным композиционным материалом, матрицей которого служит цементный камень.

В работе проводились исследования характера пор в цементном камне с модификаторами. В качестве модификатора использовали полиарилсульфонсульфонатный суперпластификатор САС-2 и органоминеральная добавка (ОМД-С) на основе вулканического пепла Джейранчельского месторождение и САС-2, а качестве цемента применялся СЕМ I 52,5 Газахского цементного завода. Образцы изготовили на основе теста нормальной густоты. Размеры пор в исследуемых образцах определяли с помощью микроскопа МБС-2 при увеличениях от x10 до x70. Характер структуры изучали также с помощью электронного микроскопа. Результаты определения характера размеров пор и макропористости в цементном камне приведены в таблицах 1 и 2.

	Пористость цементного камня, %						
Manutauran 0/ an	ofwor		дифференциальная				
масс вяжищего			Капиллярная 50Å <d≤20 td="" мкм<=""></d≤20>				
масс. влясущего	оощая	телевая 10Å <d≤50å< td=""><td>субмикропоры 50Å<d<01 td="" мкм<=""><td>микропоры 0 1 мкм<d<20 td="" мкм<=""></d<20></td></d<01></td></d≤50å<>	субмикропоры 50Å <d<01 td="" мкм<=""><td>микропоры 0 1 мкм<d<20 td="" мкм<=""></d<20></td></d<01>	микропоры 0 1 мкм <d<20 td="" мкм<=""></d<20>			
Без модификатора	31,42	9,76	13,12	1,64			
15% ОМД	35,78	14,12	17,32	1,27			
1,25 % CAC-2	35,81	13,43	14,92	1,33			

I wowing w I, manyonopheroerb generation o number	Та	блица	1.	Микропо	ристость	цементного	камня
---	----	-------	----	---------	----------	------------	-------

Качество в цементном камне с модификатором ОМД-С обеспечивается улучшением распределения пор по размерам путем дробления макропор, что является причиной сдвига в сторону увеличения количества мелких пор порядка 70% в сравнении с цементным камнем без модификаторов и на 30% - с модификатором САС-2. «Измельчение» пор из крупных в мелкие происходит не только по известной схеме, за счет снижения поверхностной энергии воды и структурирования «аморфизированными» продуктами гидратации вследствие действия САС-2, но и спецификой действия ультрадисперсного трасса на процессы гидратации и структурообразования.

	Разме	ры макропор	о, мкм	Макропористость, %			
Модификатор	максимум	минимум	преоблада- ющие	максимум	мини мум	преоблада- ющая	
Без модификатора	748	62,21	143	11,58	2,86	5,92	
15% ОМД-С	383	28,32	37,12	2,63	1,72	1,44	
1,5 % CAC-2	411	33,28	39,08	2,81	1,96	1,93	

Таблица 2. Размеры пор и степень макропористости в цементном камне с модификаторами

Доказательством улучшения качества структуры, ее особенностей и фазового состояния можно считать результаты рентгеноструктурного анализа цементного камня и исследования методом рентгеновского малоуглового рассеивания.

Целенаправленное формирование структурных характеристик цементных композиций позволяет получать высокопрочные материалы с низкой проницаемостью, с требуемой атмосферо-, морозо- и сульфатостойкостью. Характер и особенности структуры цементного камня определяются составом гидратных фаз, размером кристаллов, их свойствами, условиями срастания и распределением пор по размерам и видам. Рентгенофазовые анализы показал, что фазовый состав цементного камня в возрасте 1 и 28 суток как с САС-2, так и без него представлен C-S-H (II) с d/n = 9,8; 3,07; 2,85; 2,00; 1,83; 1,56 A; портландитом с d/n = 4,93; 3,11; 2,63; 1,92; 1,69; 1,49 A и не- прореагировавшим алитом с d/n = 3,02; 2,78; 2,74; 2,61 A.

На рентгенограммах композиций, содержащих ОМД-С, отмечено появление отражений, характерных для гидросиликатов кальция пониженной основности C-S-H (I): d/n = 12.3; 3,07; 2,80; 1,83 A.

Результаты количественного фазового анализа цементного камня с добавками (для сравнения без них) приведены в таблице 3.

Цанманаранна	DOONOH HOGODKH % OT	Содержание С	a(OH) ₂ , %,	Степень гидратации		
паименование	массы цемента	в возраст	е,сут	алита в возрасте, сут		
добавки		1	28	1	28	
Без добавки	-	8.12	11.22	0.44	0.76	
ОМД-С	15	4.96	5.72	0.3	0.60	
CAC-2	1,5	6.86	9.62	0.38	0.71	

Таблица 3. Рентгенофазовые анализы цементного камня с различными модификаторами

Полученные данные хорошо коррелируют с вышеприведенными результатами: в первые сутки при введении 1,5% САС-2 количество портландита на 44% меньше, чем в цементном камне без добавок. В композициях с вулканическими пеплами также наблюдается тенденция к уменьшению количества Ca(OH)² за счет его связывания его в низ-коосновные ГСК.

Влияние модификаторов на микроструктуру цементного камня изучалось электромикроскопическим анализом. В структуре бездобавочного цементного камня наблюдаются гидросиликаты кальция типа C-S-H(II) (рис.1а) и кристаллы портландита (рис.1б).

Совместное введение САС-2 и КМД сопровождается образованием плотной структуры, представленной как слабокристаллизованной, так и гелеобразной фазой (C-S-H(II)) разной основности, в котором практически не обнаруживается портландит (рис.2 a, δ).



Рис. 1. Структура бездобавочного цементого камня a – высокоосновные гидросиликаты; δ – портландит



Рис.2. Структура цементого камня с органоминеральными добавками. *а* – гель C-S-H; *b* – низкоосновные гидросиликаты

Анализ результатов фазового состава цементного камня показали, что ОМД-С снижается количество портландита Ca(OH)₂ и позволяет образование низкоосновные гидросиликаты.

Таким образом, в процессе твердение в результате взаимодействия продуктов гидролиза цемента с тонкодисперсными минеральными добавками за счет повышения количества низкоосновных гидросиликатов кальция, улучшается структура цментного камня и повышается прочность и эксплуатационные качество цементных композиций.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF SURFACE LAYERS OBTAINED DUE TO TITANIUM SURFACE ALLOYING BY YTTRIUM VIA COMBINED ELECTRON-ION-PLASMA TREATMENT

Sosnin K. V., Rajkov C. V., Romanov D.A., Gromov V.E.

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru

The performed investigations indicate that the microhardness of the alloying surface is barely dependent on the electron beam treatment mode and exceeds the initial material microhardness by a factor of 3–3.5. Analysis of the microhardness profiles revealed the formation of an extended strengthened layer. Under the condition that the base microhard ness is exceeded by a factor of 2.5, the layer thickness reaches 60 μ m if the electronbeam energy density is 50 J/cm². It is established that, in this treatment mode, titanium modification is accompanied by more than seven and threefold decreases in the friction coefficient and wear rate, respectively.

In compliance with the mechanical and tribological test results, a sample irradiated by the electron beam under the aforementioned conditions was chosen to examine the elemental and phase compositions and defect substructure of the modified layer. X-ray diffraction analysis demonstrated that a structure based on α yttrium with a volume fraction of 73% is generated in the surface layer and that the volume fractions of other surface phases are much smaller (10% of α -titanium, 14% of TiC and TiO₂, and 3% of Y₂O₃).

Typical surface layer images illustrating the formation of a multilayer structure are presented. As is seen from the microelectron diffraction pattern, the surface layer 500 nm thick is amorphous. The next sublayer $1.0-1.5 \mu m$ thick has a columnar structure, under which an extended layer (30–40 μm) with a dendritic (globular) crystal structure is identified.

The study of the element distributions over the surface layer, the results of which were obtained viamicro-X-ray diffraction analysis at the given points, signifies that the amorphous layer is enriched with titanium, the next sublayer having a columnar structure is enriched with yttrium, and the subjacent layer is again enriched with titanium. The elemental composition maps shown in Fig. 3 agree well with the point-by-point analysis of the elements and enable us to define the elementdistribution regions more precisely. Indeed, it is plainly seen that the layer with the columnar structure has columns that are alternately enriched with titanium and yttrium. This is evidence of phase decomposition in the material of the given layer.

The detailed structure of the layer with the columnar structure is illustrated in Fig. 4. It is clearly seen that the columns enriched with titanium have a block structure and the columns enriched with yttrium have no block structure.

Thus, the surface layer of commercially pure titanium has been modified using a combined technique uniting irradiation by plasma formed in the electric explosion of titanium foils with added yttrium powder and subsequent treatment by a pulsed high-intensity electron beam.

The study was supported by the grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists - PhD MK-4166.2015.2 and - doctors MD-2920.2015.8, Russian Foundation for Basic Research (RFBR projects $N \ge N \ge 13-02-12009$ of i_m , 15-08 -03411, 14-08-00506a), and Ministry of Education and Science of Russia (projects $N \ge 2708$ and $N \ge 3.1496.2014/K$). This work was carried out with partial use of the equipment of the Center for collective use «Materials» SibSIU.

STRUCTURAL-PHASE STATES AND WEAR RESISTANCE OF SURFACE FORMED ON STEEL BY SURFACING

Kapralov E. V., Rajkov C. V., Romanov D.A., Gromov V.E.

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru

The tribological test has shown that the formation of surfacing on the surface of steel Hardox 400 results in the increase of wear resistance of material surface layer by a factor of ~ 2.25 and decrease of friction coefficient — by a factor of -1.05.

The structure of surfacing is shown. A large number of inclusions are of edged shape. Inclusion sizes vary within 1 to 5 μ m. The second morphological element of the deposited layer is a structure of dendritic and cellular crystallization. The cell sizes vary within 0.3 to 0.8 μ m. The cells are separated by interlayers of 50 to 100 nm thickness.

X-ray spectral analysis of surfacing sites, designated by frame, has shown that particles of the edged shape are enriched by atoms of niobium; zones of dendritic crystallization are enriched by atoms of iron, chromium and carbon. A characteristic feature of the cellular crystallization structure being formed largely by atoms of iron is the presence of carbon and chromium atoms of large concentration.

Phase composition of surface surfacing layer was analyzed by X-ray diffraction method. X-ray diffraction pattern obtained from the surface surfacing layer is shown. When analyzing the results shown it can be noted that the basic phase of the tested surfacing is α -iron, the average size of coherent scattering zone of which is D = 30 nm. The revealed parameter of α -iron crystal lattice is somewhat higher than that of α -iron containing no admixture ($a_0 = 0.28668 \text{ nm}$ [1]). Suppose the increase of crystal lattice parameter of surfacing α -phase is caused by formation of solid solution oversaturated by carbon atoms. In this case, using the estimation expression, given in, it can be shown that carbon concentration located in crystal lattice on the base of α -iron is 0.018%wt.

Phase composition is represented by a second phase particles: by particles of iron carbide of composition Fe_3C (cementite), the volume fraction of which is 10%, of niobium and chromium carbides NbC and Cr3C2 (sum volume fraction of carbides is 20%) and of boride of iron Fe3B, the volume fraction of which is 10%.

Cross-section analysis of surfacing substrate system made it possible to reveal the multilayer structure which according to morphological characteristics can be presented by surfacing, transition layers and a layer of thermal transformation of steel. Surfacing layer has principally a structure of cellular crystallization and is characterized by the presence of particles, enriched by niobium. Sizes of crystallization cells vary within 0.5 to 1.0 μ m; a thickness of interlayers separating them is 0.1–0.3 μ m.

The first transition layer has an island-type structure. Islands of sizes $5-10 \ \mu m$ are separated by extended interlayers having a complex substructure, the element sizes of which vary within $300-600 \ nm$. The second transition layer, directly adjacent to steel interface is comparatively thin $10-20 \ \mu m$ and is characterized by column dendritic structure being formed from the steel interface.

The study was supported by the grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists - PhD MK-4166.2015.2 and - doctors MD-2920.2015.8, Russian Foundation for Basic Research (RFBR projects $N \ge N \ge 13-02-12009$ of i_m , 15-08 -03411, 14-08-00506a), and Ministry of Education and Science of Russia (projects $N \ge 2708$ and $N \ge 3.1496.2014/K$). This work was carried out with partial use of the equipment of the Center for collective use «Materials» SibSIU.

ПЛАЗМОСТРУЙНЫЙ СИНТЕЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И НАНОВОЛОКОН И ИХ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ

Амиров Р. Х., Катаржис В.А., Тюфтяев А.С., Шавелкина М.Б.

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия, mshavelkina@gmail.com

В настоящее время интерес к новому классу наноматериалов в области как фундаментальной и прикладной науки, так и промышленности и бизнеса постоянно увеличивается. Это обусловлено такими причинами, как:

- стремление к миниатюризации изделий (переход от микро- к наноэлектронике),

- уникальными свойствами материалов в наноструктурном состоянии (длина свободного пробега электронов, длина когерентности в сверхпроводниках),

- необходимостью разработки и внедрения новых материалов с качественно и количественно новыми свойствами,

- развитие новых технологических приемов и методов, базирующиеся на принципах самосборки и самоорганизации,

- практическое внедрение современных приборов исследования и контроля наноматериалов (зондовая микроскопия, спектроскопические и дифракционные методы), в то числе косвенные методы (калориметрия, нанотвердость)

- развитие и внедрение новых технологий (ионно-плазменные технологии обработки поверхности и создания тонких слоев и пленок, LIGA-технологии (последовательные процессы литографии, гальваники и формовки), технологий получения и формования нанопорошков и т.п.).

Состояние и тенденция развития объектов наноиндустрии позволяет сделать вывод о перспективности синтеза углеродных наноматериалов. Среди этих материалов особое место занимают углеродные нанотрубки (УНТ) и нановолокна (УНВ), которые образуют новый класс квазиодномерных нанообъектов. УНТ и УНВ обладают рядом уникальных свойств, обусловленных упорядоченной структурой их нанофрагментов: хорошая электропроводность и адсорбционные свойства, способность к холодной эмиссии электронов и аккумулированию газов, диамагнитные характеристики, химическая и термическая стабильность, большая прочность в сочетании с высокими значениями упругой деформации. Структура и дисперсность, а, следовательно, и свойства этих наноматериалов зависят от способа их получения. Хотя механизмы синтеза для углеродных нанотрубок и нановолокон однозначно не уставлены, в настоящее время основной круг методов их получения уже определился, и главный вопрос состоит в том, какие из них наиболее пригодны для получения их в промышленных масштабах. Методы, требующие использования вакуума или повышенных давлений, проигрывают методам синтеза при обычном давлении. Испарение графита электронным или ионным пучком, а также применение алмазных наковален тоже накладывает ограничения на производительность. Существующие способы, основанные на использовании электрической дуги и лазерного испарения, имеют целый ряд недостатков, которые связаны с невысокой эффективностью процесса. Низкотемпературный способ получения углеродных наноматериалов – метод химического осаждения из пара, основанный на разложении углеводородов в присутствии катализаторов, требует тщательного изготовления подложек с наноструктурированным катализатором. Широко распространенный способ магнетронного напыления в вакууме также характеризуется низкой производительностью.

Весьма перспективным в этом отношении является применение плазмотрона.

В основе разработанного нами подхода – плазмоструйного способа синтеза лежит принцип испарение-конденсация. Исходные углеродсодержащие материалы (сажа, углеводороды), катализаторы вместе с рабочим газом (аргон, гелий) подаются в плазмотрон постоянного тока мощностью до 40 кВт, после чего происходит их испарение в плазменной струе с дальнейшим резким охлаждением образованного углеродного пара и катализаторов как в газовом объеме, так и на поверхности твердых материалов. В качестве плазмотрона используется оригинальный генератор плазмы - плазмотрон с расширяющимся каналом выходного электрода-анода и вихревой стабилизацией плазменной струи. Прямой ввод в плазмотрон катализаторов с сажей или углеводородов позволяет расширить параметрический диапазон выбора оптимального типа катализатора или углеводорода, как с точки зрения формирования наноструктур, так и эффективности их синтеза.

Величина тока плазмотрона поддерживалось во всех экспериментах постоянной и равнялась 350–400 А. Характерное напряжение горения дуги менялось от 60 до 100 В в зависимости от условий эксперимента (давления гелия и его расхода).

В качестве плазмообразующего газа использовались две среды: гелий и аргон при давлениях от 150 Торр до атмосферного, при изменении расхода гелия от 0,5 до 1 г/ сек, расход аргона варьировали от 1,5 до 3 г/ сек.

Отметим, что используемый подход и выбранные параметры основаны на предварительно проведенных исследованиях. Так были проведены электрические и калориметрические исследования плазмотрона. Показано, что вольтамперная характеристика электрической дуги в плазмотроне является слабовозростающей, что способствует его устойчивой работе и расширяет область существования дуги как в сторону низких значений тока, так и в сторону увеличения тока из-за меньших удельных тепловых потоков.

Для исследования продуктов плазмоструйного синтеза применили два на сегодняшний день наиболее распространенных метода для характеризации структуры наноразмерных материалов – это метод рентгеновской дифракции и метод электронной микроскопии (сканирующий электронный микроскоп MIRA 3 TESCAN с автоэмиссионным катодом Шоттки в режиме высокого вакуума). Причем, если первый метод позволяет определить лишь усредненные величины, то второй метод дает возможность исследовать структуру отдельной частицы, трубки и т.д. Для оценки эффективности синтеза УНТ и УНВ применили методы термического анализа (дифференциально сканирующая калориметрия и термогравиметрия) (STA 449 платформа F3 Jupiter фирмы Netzsch).

Плазмоструйный пиролиз сажи проводили на порошкообразных носителях (ультрадисперсные 3-d соединения металлов Ni, Co, Fe ,Y). Углеводороды с различным содержанием водорода (C₂H₂,CH₄,C₃H₈) подвергались пиролизу без прямого участия катализаторов, промоторами, видимо, выступали металлические поверхности и частицы материала электродов.

Опыты по испарению сажи в присутствии тройной комбинации катализаторов Ni:Co:Y₂O₃= 6,0: 6,0: 8,0 или 30% -ом содержании соединений железа (III) показали, что максимальный выход УНТ и УНВ получается при следующих условиях : 500Торр гелия, сила тока -400А, расход гелия- 0,75г/сек. Скорость расхода твердой фазы составила 2,11 г/сек. Основными варьируемыми параметрами являются давление среды, скорость расхода сажи с катализаторами и плазмообразующего газа. Процентное соотношение катализаторов с сажей подобрано с помощью данных рентгеновской дифракции, по положению максимального рефлекса.

Оптимальные условия для синтеза УНТ и УНВ при пиролизе углеводородов отличаются от вышеупомянутых. На синтез оказывает влияние, главным образом, скорость расхода прекурсора. Масса получаемой сажи меньше. Ее количество не превышает 10% конденсированных продуктов. Морфология и структура, образованных при пиролизе углеводородов, нанотрубок и нановолокон отличается от полученных при пиролизе сажи с катализаторами (рис.1). В первом случае структуры имеют большую длину, содержат больше дефектов и, согласно [1], имеют большее межслоевое расстояние, а нановолокна обладают наиболее разупорядоченной структурой. Во втором случае продукты синтеза содержат более короткие трубки с цилиндрическим расположением графеновых слоев и открытыми концами. УНВ имеют вид спиралей, состоящих из одного и более витков.

По данным окислительной термогравиметрии наибольшей термической стабильностью обладают нановолокна, полученные при пиролизе сажи в присутствии карбонильного железа . На ряду с нановолокнами (34%) , как показали ДСК и ТГ-кривые, продукт синтеза содержит большое количество примесей (до 12%) (аморфный углерод, графитовая фаза и остаток из окислов металлов). Большое количество графитизированных частиц с окислами металлов (до 25%) образуется при синтезе цилиндрических нанотрубок с диаметром до 19 нм. Максимальный их выход составил 27 %. При плазмоструйном пиролизе углеводородов наибольший выход нанотрубок образуется при пиролизе метана и ацетилена (до 95%) при скорости их расхода до 4 г/сек . С уменьшением расхода ацетилена до 1 г/сек увеличивается образование нановолокон и их геометрические параметры.

Проведенные экспериментальные исследования показали: реализован высокоэффективный способ получения углеродных нанотрубок и нановолокон в струе плазмы, позволяющий использовать для пиролиза как твердый, так и газообразный источник углерода. С помощью данного способа возможно управлять выходом и свойствами синтезируемых углеродных наноматериалов за счет независимого регулирования и контроля содержания катализаторов, расходов углеродсодержащих материалов, плазмообразующего газа и мощности плазмотрона.



Рис.1. Морфология продуктов плазмоструйного пиролиза сажи с катализаторами (Ni:Co:Y₂O₃ = 6,0: 6,0: 8,0) (1), сажи с карбонильным железом (2), пиролиза ацетилена (3)

Список литературы

 Раков, Э. Г. Пиролитический синтез углеродных нанотрубок и нановолокон [Текст] / - Э. Г. Раков // Рос. хим .ж. (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д. И. Менделеева). - 2004. - Т.XLVIII. - №5. -С.12-19.

HARDENING OF THE SURFACE LAYERS BY TITANIUM WITH COMBINED TREATMENT

Bashchenko L.P., Gromov V.E., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F.

Siberian state industrial University, Novokuznetsk, Russia, luda.baschenko@gmail.com

Surface alloying of metals and alloys using concentrated energy flux (KPI) leads to a significant increase in functional properties: hardness, wear resistance, heat resistance and other benefits. This applies to hardening of titanium alloys, which have low wear resistance, high tendency to stick, and a large friction coefficient with virtually all materials [1, 2].

Among the methods of hardening treatment – laser, electron beam, and plasma alloying, in particular, electroexplosive alloying. Electroexplosive alloying (EEA) feature is that any conductive material – pure metal or an alloy, carbon fibers and others can be used as the explodable conductor. In addition, powders of various substances can be used as alloy additives with electroexplosive alloying. They are made into a multihase pulse to the plasma jet formed from the products of blast exposure tool and have an effect on the treated surface. In recent years, hardening through electron-beam treatment (EBT) using low-energy high-current electron beams is a technology that has seen an increase in use in industry which can be of cost-effective and of practical use.

Modification of the structure and properties of the surface layers of materials by (EEA) is made from products of electric explosion of conductors of the multiphase pulse plasma jet, melting of its surface and saturation components of the melt stream, followed by its crystallization conditions to form a self-hardening phases and new compounds. The result leads to the simultaneous increase in various mechanical and performance properties. Investigations show that the hardening is due primarily to finely divided second phase particles (carbides, boride, etc.) distributed in a viscous metal matrix. State of research in this area is characterized by the study of singularities of the types of (EEA) (eg, carburizing and karboboronizing, model of metals and alloys), which has already been successfully tested in a production environment using similar or traditional methods. Identification of patterns (EEA) contributes to the development of the general theory of surface alloying using KPIs.

The purpose of this paper is to identify the characteristics of the formation of structurephase states after electroexplosive carburization, karboboronizing and subsequent electron-beam treatment surface doping of technically pure titanium VT1-0.

When choosing methods of hardening of metals and alloys, the methods should be based on the fact that the functional properties of the surface layers are identified by the primarily features of their structure and phase composition. The greatest hardening possible is achieved with surface alloving using a laser, electron beam and plasma heating of the surface. In this structure, phase composition and properties of modified fibers depend on specific technological methods of processing and parameter influence on there in forcing surface. Simultaneous use of EEA and EBT is explained by the fact that they have comparable values of absorbed power density, depth, and the diameter of the zone of influence, let you create new structural phase the state of the surface lavers of metals and alloys, and widen the scope of their practical use. A unit called "SO-LO" from the Institute of High Current Electronics SB RAS allows you to independently and continuously adjust main processing parameters (length of impulse, their number and density power) in any combination. The unit provides a heating rate of thin surface layers of materials to the melting point and the subsequent cooling in the order of $10^8 - 10^{10}$ K/s, a short time (10^{-6} to 10^{-3} s) to reach high temperatures, the formation of gradients in temperature to $10^7 - 10^8$ K/m with which surface cooling due to the heat sink in the bulk of samples occurs at a rate of $10^4 - 10^9$ K/s. Such processing parameters create conditions to form on the surface layers of thickness of the order of 10^{-7} – 10^{-6} m with amorphous nano- and submicrocrystalline structure and in some cases
lead to vastly improved physical, chemical and physicomechanical properties. Pulsed plasma multiphase jet used for EEA and low-energy high-current electron beams for EBT are well combined with each other. They share similar values of density absorbed power (about $10^5 - 10^6 \text{W/sm}^2$), affected surface area (3–5 sm²) and hardening zone depth (approx. 10 µm).

The proposed combined treatment can significantly increase depth of the zone affected by alloying, to reduce the surface roughness, to reducegradient microhardness depth and internal stresses at the interface with the foundation, to increase the microhardness and wear resistance of the surface by more than 3–5 times, reduce the friction coefficient [3]. Such treatment provides the most complete implementation of all reinforcing mechanisms. By varying the process parameters depending on the specific goals and objectives of hardening, it is possible to obtain an optimal state structure that ensures maximum structural strength due tosolid solution strengthening by alloying elements, high density formation of dislocations and ultrafine structure obtained byhigh cooling rates, as well as the second phase particles.

Choosing the type of EEA is made by considering how each one can increase microhardness of the surface. As an explodable conductor in this work, a carbon ribbon (brand LU-P/0.1-50, weight of 140 mg) was used. In the karboboronizing processing, a sample of amorphous powder of Boron marked "B" with mass of 50, 100 and 150 mg was injected in the region of explosion. Electroexplosive processing was carried out when the absorbed power density 5,5 GW/m^2 and timed impulse of 100 ms. This processing mode allows for melting and alloying of surfaces without splash melt caused by in homogeneous pressure of the plasma jet on the irradiated surface. Subsequent EBT surface alloying was performed with the following parameters: absorbed power density was 2,0, 2,25 μ 3,0 GW/m². Duration of impulses was 100 and 200 ms; with a rate 0,3 Hz; the number of impulses was 5 and 10. The treatment was carried out in argon at a pressure of 0.02 Pa. For each carburizing mode determines the distribution of microhardness depth modified layers. The result which provided the maximum values of microhardness and hardening zone depth was considered most optimal.

In the present study microhardness was measured and microscopic study of surface topography was conducted. Structural-phase states of surface titanium layers BT1-0 after EBT surface electroexplosive carburizing was also conducted. After carburizing microhardness has a maximum value 800 HV on the machining surface and decreases monotonically to 180 HV at a depth of about 50 μ m. Its increase can be linked primarily with formation of titanium carbide reinforcing particles in the alloying zone. After a maximum of EBT, microhardness is observed not at the surface but at depth of about 20 μ m. With this, the value reaches 2500–3000 HV, thus increasing microhardness up to 14 times compared with a microhardness of the foundation of the material. Increasing the pulse duration from 100 to 200 ms results in a slight increase in the microhardness near the surface exposure and forming a second maximum at a depth of 70–80 μ m. Such distribution microhardness indicates the intensity of the process of interaction of titanium carbon not only in EBT remelting zone, but also in the deeper layers, and the effect of mechanical stress by formed layers.

Scanning electron microscopy showed that the carburizing of titanium is accompanied by the formation of an irradiated surface with a discontinuous coating with a developed layer and high roughness. Three components of the characteristic morphological structure of the surface are highlighted: Conglomerates of particles of graphite, titanium carbide and titanium globular morphology(75% surface area); particles of carbon fibers (15%); regions of hard titanium carbide based solution, with nanoscale titanium carbide inclusions (10%).

On the cross-sections of the samples, zone of alloying was revealed at a depth of about 50 μ m, which contained particles of carbon fibers distributed over the entire depthup to the boundary with the substrate. With chemical etching, light particles of globular shape are detected; apparently titanium carbide.

After the EBT, the sample surface is shiny and blends in with the area of alloying. On transverse sections, a two-layer structure hardening zone was revealed. Near the surface is a layer thickness about 20 μ m, which can be considered a zone of re-melting with EBT. Particles of

carbon fibers with the SEM analysis cannot be detected. Below that is a layer containing a large amount of titanium carbide of globular morphology and particles not fully reacted with titanium carbon fibers. Its thickness is 60 μ m. The total thickness of the zone of hardening is about 80 μ m; an increase relative to the zone of carburizing zone with EEA by a factor of 1.6. It should be noted that the position of the maxima of the microhardness correlates with the position of the interface of the top layer remelted with EBT, with the underlying area of alloying and alloying zone with the base alloy.

On transverse sections, a multilayer structure was revealed. On the processed surface, a thin layer is formed. It is this layer that has the maximum level of microhardness. This layer is characterized by the heterogeneity of the structure and the presence therein of carbon particles of quasi-amorphous state with nanoscale(5–50 nm) amounts of the titanium boride TiB and β -titanium. Under the surface is the zone of alloying, the structure of which is characterized by cells of high crystallization; deeper– dendrites crystallization with the axes of the first and second order; grain structure and plate type. EBT then leads to the unification of the coating layer and areas of alloying and leads to the union of the surface area and alloying zone and adjusting phase composition to a depth of 20–25 µm. Hardening is achieved due to the formation of highly dispersed structure, hardened carbide particles and titanium borides.

It was found that when electroexplosive carburization microhardness surface reaches 800 HV. When EBT increases in surface microhardness up to 2500-3000 HV, two peaks microhardness at 20 and 70–80 µm from the surface area are formed and the depth of hardening from 50 to 90–100 µm is increased. After electroexplosive alloying process, microhardness near the surface raises up to 2500-3000 HV. The thickness of the reinforced surface layer is 120 µm. Carburizing titanium leads to the formation of an uneven coating on the surface. Three specific characteristics are identified on the surface. Subsequent EBT evens out the treated surface, and merging of the surface area with the area of alloying occurs. It was established that hardening is achieved due to carbide formation, and borides of titanium and forming of submicron and nanoscale structures.

The study was supported by the grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists - PhD MK-4166.2015.2 and - doctors MD-2920.2015.8, Russian Foundation for Basic Research (RFBR projects $N \ge N \ge 13-02-12009$ of i_m , 15-08-03411, 14-08-00506a), and Ministry of Education and Science of Russia (projects $N \ge 2708$ and $N \ge 3.1496.2014/K$).

- 1. BagautdinovA.Ya., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. The physical basis of electroexplosivealloying of metals and alloys. Novokuznetsk: SibGIU, 2007. 301 p.
- Budovskikh E.A., Karpij S.V., Gromov V.E. Formation of metal and alloy surface layers at electroexplosivealloying. Bulletin of the Russian Academy of Sciences Physics. 2009. Vol. 73. No. 9. Pp. 1253–1256.
- Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Raikov S.V. The formation of gradient structures of the surface layers of commercially pure titanium VT1-0 electroexplosive carburization and subsequent electron-beam treatment. Izvestiyavuzov. Powder metallurgy and functional coatings. 2013. Vol. 1. Pp. 59-63.

О ДЕФОРМАЦИИ КОНИЧЕСКОЙ ПРУЖИНЫ С ПОСТОЯННЫМ УГЛОМ ПОДЪЕМА, ОБЛАДАЮЩЕЙ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Абдрахманов С.А., Абдыжапар Асылбек, Доталиева Ж.Ж., Кожошов Т.Т.

Кыргызский Государственный Технический Университет им. И.Раззакова, г. Бишкек, Кыргызстан abdrahmanov7@rambler.ru

В работе рассматривается проблемный вопрос определения осевых перемещений конических пружин с постоянным углом подъема, изготовленных из материала с эффектом памяти формы. Получены формулы для осевых перемещений, отражающие различные стадии ее деформирования.

Рассматривается метод расчета конической пружины, работающей в неупругой области деформирования. Этот вопрос стал актуальным в связи с появлением материалов с памятью формы. Известно, что эффект восстановления формы и генерации реактивных усилий проявляются после деформирования пружины в неупругой области [1,2]. В связи с этим, для изучения этих эффектов в первую очередь необходимо получить зависимость осевых перемещений λ от растягивающих усилий *P*. Считаем, что пружина статически нагружается силой *P* в изотермических условиях в температурной области существования устойчивой мартенситной фазы, при этом неупругие деформации обусловлены фазовыми превращениями.

Рассматривается растяжение конической пружины, имеющей следующие параметры: R_I, R_2 – верхний и нижний радиус пружины ($R_2 > R_I$), *i* – количество витков, α, ψ – углы подъема витков и распора конуса. В данном случае уравнение спирали в плане запишется в виде [3]

$$R = R_1 e^{m\varphi}, \qquad (0 \le \varphi \le 2\pi i) \tag{1}$$

где $m = 1/\sqrt{A^2 - 1} = \frac{1}{2\pi i} \ln \frac{R_2}{R_1}$, $A = \operatorname{ctg} \alpha \operatorname{ctg} \frac{\psi}{2}$.

При малых углах подъема витки пружины в основном работают на кручение. В этом случае из геометрических соображений для осевого перемещения $d\lambda$ можно записать следующее выражение:

$$d\lambda = R^2 \theta d\varphi, \tag{2}$$

где θ – относительный угол закручивания прутка пружины.

Таким образом, если известна зависимость θ от крутящего момента $M = P \cdot R$, интегрируя выражение (2) в соответствующих пределах, можно найти осевое перемещение рассматриваемой пружины. Для вывода этой зависимости необходимо знание диаграммы деформирования проволоки. Примем её в виде двухзвенной ломанной, с модулями сдвига в упругой и неупругой области соответственно *G* и *nG*, где *n* – характеризирует упрочнение материала ($0 \le n \le 1$). Касательные напряжения, соответствующие началу фазовой текучести, обозначим через $\tau_{\phi T}$.

Значения крутящего момента и относительного угла закручивания, при котором максимальное касательное напряжение равно $\tau_{\phi T}$, обозначим через $M_{\phi T}$ и $\theta_{\phi T}$. Они определяются следующими формулами:

$$M_{\phi T} = \tau_{\phi T} \cdot W_p, \ \theta_{\phi T} = \frac{\tau_{\phi T}}{Gr_0}.$$
(3)

Здесь $W_p = J_p / r_0$ – момент сопротивления кручения; r_0 – радиус прутка пружины.

Зависимость $M(\theta)$ в неупругой области деформирования получена нами в работе [4]. В безразмерном виде она записывается следующим образом:

$$\overline{M} = n\overline{\theta} + \frac{1-n}{3} \left(4 - \frac{1}{\overline{\theta}^3} \right), \quad \overline{\theta} \ge 1$$
(4)

Здесь $\overline{M} = \frac{M}{M_{\phi T}}$ и $\overline{\theta} = \frac{\theta}{\theta_{\phi T}}$.

Исходя из физической сути задачи, эта зависимость обращена и аппроксимирована двумя функциями (В дальнейшем, для удобства, «чёрточки» над функциями \overline{M} и $\overline{\theta}$ опускаем).

$$\theta(M) = a_0 + a_1 M + a_2 M^2, \quad (1 \le \theta \le \theta^*)$$
(5)

$$\theta = \frac{1}{3N} \left[M - \left(4N - \frac{N}{\theta^{*3}} \right) \right] = b_0 + b_1 M. \qquad (\theta > \theta^*) \tag{6}$$

Здесь θ^* находится из условия максимального расхождения функций в пределах 5%.

Рассмотрим различные этапы работы пружины. Очевидно, при растягивающей силе $P < P_{\phi_T}$ вся пружина работает в упругой области (рис.1,*a*). Здесь $P_{\phi_T} = M_{\phi_T}/R_2$. При силе $P > P_{\phi_T}$ в пружине образуются две зоны: упругая ($R_1 \le R \le R_{\phi_T}$) и неупругая ($R_{\phi_T} \le R \le R_2$), здесь $R_{\phi_T} = M_{\phi_T}/P$ (рис.1,*b*). При нагрузке $P^* = M^*/R_2$ в пружине начинает образовываться ещё одна зона, где M^* – крутящий момент, соответствующий относительному углу закручивания θ^* . При нагрузке $P > P^*$ имеем три зоны: зона, где $\theta < \theta_{\phi_T}$ ($R_1 \le R \le R_{\phi_T}$); зона, где $\theta_{\phi_T} \le \theta \le \theta^*$ ($R_{\phi_T} \le R \le R^*$) и зона, где $\theta > \theta^*$ ($R^* \le R \le R_2$). Здесь $R^* = M^*/P$. При нагрузке $P^{**} = M_{\phi_T}/R_1$ упругая зона может исчезнуть (рис.1,*z*). При нагрузках $P > P^{***}$ относительный угол закручивания пружины определяется только выражением (6). В этом случае $P^{***} = M^*/R_1$ (рис1, *d*).



Рис. 1. Схематическое изображение конической пружины при различных этапах ее работы

Используя формулы (2), (5) и (6) получены следующие формулы для определения перемещений λ:

$$\lambda = \frac{P}{3mGJ_{\rho}} (R_2^3 - R_1^3) \qquad (P < P_{\phi T})$$
(7)

$$\lambda = \frac{P}{3mGJ_{\rho}} (R_{\Phi T}^{3} - R_{1}^{3}) + \frac{\theta_{\Phi T}}{m} \left[\frac{a_{0}}{2} (R_{2}^{2} - R_{\Phi T}^{2}) + \frac{a_{1}P}{3M_{\Phi T}} (R_{2}^{3} - R_{\Phi T}^{3}) + \frac{a_{2}P^{2}}{4M_{\Phi T}^{2}} (R_{2}^{4} - R_{\Phi T}^{4}) \right]$$

$$(P_{\Phi T} \le P \le P^{*})$$
(8)

$$\lambda = \frac{P}{3mGJ_{\rho}} \left(R_{\Phi T}^{3} - R_{1}^{3} \right) + \frac{\theta_{\Phi T}}{m} \left[\frac{a_{0}}{2} \left(R_{*}^{2} - R_{\Phi T}^{2} \right) + \frac{a_{1}P}{3M_{\Phi T}} \left(R_{*}^{3} - R_{\Phi T}^{3} \right) + \frac{a_{2}P^{2}}{4M_{\Phi T}^{2}} \left(R_{*}^{4} - R_{\Phi T}^{4} \right) + \frac{b_{0}}{2} \left(R_{2}^{2} - R_{*}^{2} \right) + \frac{b_{1}P}{3M_{\Phi T}} \left(R_{2}^{3} - R_{*}^{3} \right) \right] \qquad (P^{*} \le P \le P^{**})$$

$$(9)$$

$$\lambda = \frac{\theta_{\Phi T}}{m} \left[\frac{a_0}{2} \left(R_*^2 - R_1^2 \right) + \frac{a_1 P}{3M_{\Phi T}} \left(R_*^3 - R_1^3 \right) + \frac{a_2 P^2}{4M_{\Phi T}^2} \left(R_*^4 - R_1^4 \right) + \frac{b_0}{2} \left(R_2^2 - R_*^2 \right) + \frac{b_1 P}{3M_{\Phi T}} \left(R_2^3 - R_*^3 \right) \right]$$

$$(P^{**} \le P \le P^{***})$$
(10)

$$\lambda = \frac{\theta_{\Phi T}}{m} \left[\frac{b_0}{2} (R_2^2 - R_1^2) + \frac{b_1 P}{3M_{\Phi T}} (R_2^3 - R_1^3) \right] \qquad (P > P^{***})$$
(11)

Список литературы

- 1. Лихачев В.А. и др. Эффект памяти формы. Изд-во ЛГУ, 1987, 216 с.
- 2. С. Абдрахманов. Деформация материалов с памятью формы при термосиловом воздействии. Бишкек, «Илим», 1991.
- 3. Пономарёв С.Д., Андреева Л.Е. Расчёт упругих элементов машин и приборов. М.: Машиностроение, 1980. – 326 с
- 4. Абдрахманов С.А., Асылбек Абдыжапар. Кручение вала в неупругой области деформирования. Известия КГТУ им. И.Раззакова, №30.Бишкек, 2013 – С. 86-88.

ОПТИЧЕСКИ ПРОЗРАЧНЫЕ ЭКРАНЫ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ В ДИАПАЗОНЕ 0,7...17 ГГц

Волочко А.Т., Зеленин В.А., Марков Г.В., Нарушко Е.О.

ГНУ "Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси", Минск lena-narushko@mail.ru

В настоящее время окружающий нас мир буквально пронизан электромагнитными волнами. Немало устройств излучают электромагнитные волны, которые оказывают воздействие на живые организмы, вносят изменения в работу особо чувствительных измерительных приборов, сильно усложняя получение достоверных данных. Электромагнитные излучения элементов компьютера могут послужить одним из каналов утечки информации. Принимая и декодируя электромагнитные излучения компьютера, можно получить информацию о базе данных компьютера, внести изменения и нарушить его работу. Для защиты от такого несанкционированного доступа все электронные системы и компьютеры должны иметь эффективные экранирующие покрытия, наносимые на поверхность пластмассового корпуса, а дисплей, обладая способностью экранирования электромагнитных волн, одновременно должен давать возможность оператору видеть отображаемую на нем информацию, чем обусловлена необходимость получения прозрачных покрытий.

Применяемые в настоящее время экранирующие покрытия, наносимые на стекло, в подавляющем большинстве своём имеют пропускание в видимой области спектра 70-90 %, но их поверхностное электросопротивление более 10 Ом/кв, что приводит к низкой эффективности экранирования [1].Так, например, ITO-покрытие, применяемые в странах Евросоюза, СНГ, США, Японии, Китае, имеют низкое значения по экранирующим характеристикам от ЭМИ. Кроме того, при нанесении покрытия $In_2O_3+SnO_2$ необходима дополнительная операция отжига, а это неизбежно накладывает ограничения на выбор материала основы.

Исходя из этого, была поставлена задача путём уменьшения в 5–10 раз поверхностного электрического сопротивления наносимого покрытия повысить эффективность экранирования ЭМИ в широком диапазоне частот при одновременном обеспечении достаточно высокого коэффициента светопропускания (>50 %). Как следует из работ [2,4] для этих целей лучше всего подходят многослойные, состоящие из чередующихся слоёв металла и диэлектрика, покрытия. В качестве металлов для получения слоев с высокой проводимостью можно использовать медь, алюминий, золото, серебро, молибден (Ag 6,25·10⁷ См/м, Cu 5,81·10⁷, Au 4,55·10⁷, Al 3,7·10⁷, Mo1,85·10⁷ См/м), а с высокой магнитной проницаемостью – никель, кобальт, железо (Ni 100-600, Co 150, Fe 500). В качестве диэлектрических слоёв перспективны оксиды циркония, титана, алюминия, кремния, гафния, ниобия, тантала. Коэффициенты преломления этих оксидов не превышают 2,0 и они прозрачны в видимом диапазоне длин волн.

Результаты расчётов спектров пропускания и отражения многослойных покрытий металл (Cu, Ni) - диэлектрик (TiO₂, ZrO₂, SiO₂, полученные с использованием специальных компьютерных программ (ML, Syntes и т.д.), позволили построить архитектуру многослойного, прозрачного в видимом диапазоне света экранирующего покрытия. Поверхностное сопротивление такого покрытия – не более 30 Ом/кв, пропускание света в диапазоне 500-600 нм – не менее 50 % и отражение – не более 5-7 %. Структура покрытия такова: стекло-ZrO₂+Ni+ZrO2+Cu+Ni+ ZrO₂. Толщины слоёв Cu и Ni не превышает 20 нм, а толщина слоёв ZrO₂ составляет примерно 70 нм, общая толщина покрытия – примерно 200–300 нм (рис. 1)



Рис. 1. Схема экрана ЭМИ прозрачного в видимой части спектра. 1 – стеклянная пластина; 2 – оксидный слой; 3 – металлический слой

Для измерения экранирующих характеристик данных покрытий использовался панорамный измеритель ослабления КСВН Я2Р-67 с ГКЧ-61 и волноводным трактом, который обеспечивает выделение и детектирование уровней падающей и отражённой волн электромагнитного излучения, прошедших и отражённых от образца. Для исследуемых образцов экспериментально были получены значения коэффициента передачи, который по абсолютной величине равен ослаблению ЭМИ, и коэффициента стоячей волны по напряжению, переведённого в коэффициент отражения в диапазоне частот 0,7-17 ГГц [4].

Зависимости коэффициента отражения и коэффициента передачи ЭМИ прозрачных экранов с разработанным многослойным покрытием от частоты в диапазоне 0,7..17 ГГц представлены на рисунках 2 и 3.

Как видно из рис. 2, коэффициент отражения для диапазона частот 0,7...3ГГц находится в окрестности -1 дБ, для 3...17ГГц – -3дБ, опускаясь до -7дБ для 6ГГц, что в процентном выражении: 90 %, 70% и 44% соответственно. При этом отражение ЭМИ при облучении со стороны покрытия было больше, нежели со стороны стекла. Видимо, это связано с тем, что при взаимодействии электромагнитного поля с поверхностью металла, в последнем возникают индуцированные токи, которые в свою очередь создают вокруг себя наведенное электромагнитное поле, которое препятствует проникновению внешнего ЭМИ в толщу металла. В случае, когда ЭМИ исходит со стороны стекла, которое является диэлектриком с $\mathcal{E} = 7$, что является приоритетным для поглощения электромагнитных волн.

Что касается коэффициента поглощения, то он, в соответствии с рисунком 3, находится в пределах -13 дБ...- 30 дБ. При этом данные $K_{\text{отр}}$ при облучении электромагнитными волнами с обеих сторон экрана совпадают.



Рис. 2. Частотная зависимость коэффициента отражения прозрачных экранов ЭМИ с многослойным покрытием в диапазоне 0,7...3 ГГц (*a*); в диапазоне 3...17 ГГц (*б*)



Рис. 3. Частотная зависимость коэффициента передачи прозрачных экранов ЭМИ с многослойным покрытием в диапазоне 0,7...3 ГГц (*a*); в диапазоне 3...17 ГГц (*б*)

Измерение поверхностного электросопротивления предложенного многослойного покрытия составило 3 Ом/кв, тогда как покрытия $In_2O_395SnO_25 \ \rho \approx 150 \ Om/kb$, что делает его более перспективным.

Прозрачность *R* разработанной конструкции стеклянного экрана с многослойным покрытием системы металл-оксид металла составила 55 %, а отражение T – не более 5 %.

Таким образом, экран, состоящий из стеклянной пластины с нанесенным на него многослойным прозрачным покрытием в системе металл-оксид металла, позволяет практически полностью задерживать ЭМИ, и использоваться в качестве мониторов, дисплеев гаджетов и других устройств, где требуется высокая прозрачность и электропроводность.

Список литературы

- 1. А.Т. Волочко, В.А. Зеленин, Г.В. Марков, Е.О.Нарушко / Оптически прозрачные экраны электромагнитного излучения // Доклады БГУИР.2015. №3.
- Полонский Н.Б. Конструирование электромагнитных экранов для РЭА М.: Советское радио, 1979.
- 3. Лагарьков А.Н. и др. // Радиотехника и электроника. Журнал Российской Академии Наук. 2009. Т.54. № 5. С. 625–633.
- 4. Лыньков Л.М., Борботько Т.В., Криштопова Е.А. // Письма в ЖТФ. 2009. Т. 35, № 9. С. 44-48.
- 5. Крылов В.А., Юрченкова Т.В. Защита от электромагнитных излучений. М., 1972.
- 6. Шапиро Д.Н. Основы теории электромагнитного экранирования. Л., 1975.
- 7. Фастовский И.А. Измерители радиопомех. М., 1973.

РАЗРАБОТКА ИМПОРТОЗАМЕЩАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ, ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ РУБИЛЬНЫХ НОЖЕЙ

Алифанов А.В.¹, Милюкова А.М.¹, Бурносов Н.В.¹, Цуран В.В.²

¹Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск ²Учреждение образования «Барановичский государственный университет», Барановичи curan85@mail.ru

Введение

Организация производства отечественных ножей для рубки щепы на соответствующих предприятиях республики имеет большое практическое значение для деревообрабатывающей промышленности, так как в настоящее время почти вся номенклатура используемых ножей приобретается за рубежом, на что тратятся крупные суммы валютных средств.

В соответствии с поручением Первого заместителя Премьер-министра Республики Беларусь Семашко В. И. (Протокол №34/12 пр. от 02.06.2012 г.) и приказом Государственного комитета по науке и технологиям Республики Беларусь №140 от 26.03.2013 в Физико-техническом институте НАН Беларуси и Барановичском государственном университете разработаны прогрессивные импортозамещающие технологические процессы изготовления ножей для рубки технологической щепы, применяемой в гидролизноцеллюлозно-бумажном и мебельном производствах.

Дефекты, возникающие при закалке рубильных ножей

Неправильно проведенная закалка может вызвать различные дефекты. Наиболее распространенные из них: недостаточная твердость, мягкие пятна, повышенная хрупкость, обезуглероживание и окисление поверхности и, наконец, коробление, деформации и трещины [1, 2, 3].

Коробление, деформации и трещины являются следствием внутренних напряжений. Медленное охлаждение при закалке в районе мартенситного превращения – самый эффективный способ уменьшения напряжений и устранения дефектов этого вида. Мелкие детали, так же как и простые по форме, без острых углов и резких переходов, менее склонны к короблению. Поэтому придание детали рациональной технологичной формы является важным способом уменьшения этого вида дефекта. Более сложные по форме детали целесообразнее изготавливать из легированных, закаливаемых в масле сталей, чем из углеродистых, закаливаемых в воде.

При ступенчатой закалке рихтовку и правку склонных к короблению изделий осуществляют после извлечения их из закалочной ванны, т.е. тогда, когда сталь проходит интервал мартенситного превращения. Металлы в момент протекания фазовых превращений обладают аномально высокой пластичностью, что и используется в процессах правки после ступенчатой закалки.

Недостаточная твердость закаленной детали объясняется недогревом (низкая температура в печи, недостаточная выдержка при рекомендуемой температуре в печи) или недостаточно интенсивным охлаждением. В первом случае мартенсит не обладает достаточной твердостью (не содержит достаточно углерода); во втором не переохлаждается до мартенситного превращения, и структура полностью или частично состоит из продуктов перлитного распада аустенита (троостит, сорбит).

Повышение температуры в печи или увеличение времени выдержки в первом случае устраняет пониженную твердость закаленных деталей. Во втором случае следует применять более интенсивное охлаждение, например, струйным методом.

Повышенная хрупкость – дефект, обычно появляющийся в результате закалки от излишне высоких температур (более высоких, чем необходимо), при которых происходит значительный рост зерен аустенита. Дефект обнаруживается механическими испытаниями по излому или по микроструктуре. Устраняют этот дефект повторной закалкой от нормальных для данной стали температур.

Окисление и обезуглероживание поверхности часто происходит при нагреве в пламенных или электрических печах без контролируемой защитной атмосферы. Поэтому дают припуск на шлифование, что удорожает и усложняет технологию изготовления таких деталей. Устранить этот дефект поможет печь с контролируемой защитной атмосферой (соляные ванны).

Для изготовления рубильных ножей с заданными эксплуатационными характеристиками была выбрана сталь 6XB2C. Определены режимы термической обработки, обеспечивающие в ножах мелкодисперсную, однородную структуру и необходимое соотношение троостомартенсита и карбидных включений. Для получения рубильных ножей применялась ТО в защитной атмосфере для уменьшения окислительных процессов, причем интервалы закалочных температур были узкие. Для сохранения необходимой вязкости стали закалку проводили в растворе солей.

Испытания ножей для рубительных машин на ЗАО «Молодечномебель»

В соответствии с договором с ЗАО «Молодечномебель» №2013/121 от 13.06.2013 г. проведены предварительные испытания опытных образцов ножей ФТИ5.001.1672, ФТИ5.001.1676, ФТИ5.001.1677 для рубительной машины WL-15/55 и др. в количестве 3 комплекта, которые были изготовлены на опытном производстве в Физико-техническом институте НАН Беларуси и представлены на рисунках 1 и 2. Изготовленные ножи соответствуют требованиям ГОСТ 17342-81[4].



Рис. 1. Опытный образец ножа для рубки щепы ФТИ5.001.1672

Рис. 2. Опытные образцы контрножей для рубки щепы *а* – №ФТИ5.001.1677, *б* – №ФТИ5.001.1676

Испытания проводились в цехе рубки щепы по программе и методике ФТИ 0.316 ПМ «Ножи для рубки щепы».

Условия проведения испытаний ножей в соответствии с требованиями ГОСТ 17342-81[4] на операции рубки технологической щепы.

В результате испытаний ножи обеспечили получение технологической щепы по ГОСТ 15815-83 [5]. Период стойкости ножей при переработке окорененной древесины хвойных пород без металлических и минеральных включений влажностью не ниже 50% при температуре не ниже минус 10 °C составил для ножа ФТИ 5.001.1672 — 420 мин., ФТИ 5.001.1676 — 430 мин., ФТИ 5.001.1677 — 410 мин. Установленный период стойкости ножей составляет 380 мин. Рубка велась до затупления режущей кромки всех ножей.

По мере затупления ножей все комплекты демонтировались и подвергался переточке в цехе предприятия. Перезаточка ножей (демонтаж ножей) включает наладку заточного оборудования, контроль режимов заточки, контроль точности установки ножей. Таким образом, произведено 5 переточек. Результаты испытаний позволяют рекомендовать рубильные ножи к использованию на соответствующих деревообрабатывающих предприятий, производящих технологическую щепу.

После предварительных испытаний рубильных ножей были исследованы механические свойства образцов (твердость, ударная вязкость), вырезанных из ножей, по стандартным методикам [6, 7].

Результаты исследований показали, что твердость образцов находится в интервале 52 – 56 HRC, ударная вязкость — 13 – 19 Дж/см² и эти данные могут быть взяты за основу при разработке технологий изготовления подобных рубильных ножей.

Заключение

В результате проведенных работ были определены режимы TO, обеспечивающие в опытных образцах ножей из стали 6XB2C мелкодисперсную, однородную структуру и необходимое соотношение троостомартенсита и карбидных включений.

Так же установлено, что хотя твердость и является важнейшей характеристикой инструментальных сталей, не всегда следует добиваться ее очень высоких значений, поскольку при росте твердости зачастую снижаются прочность и вязкость металла. При высокой вязкости в сочетании с высокой прочностью предупреждается образование сколов (выкрашивание) и трещин. Наряду с определенными внешними факторами на вязкость сталей влияет множество внутренних факторов: химический состав, загрязняющие примесные компоненты, количество и качество включений, степень пластической деформации, величина зерен аустенита, количество, распределение, дисперсность карбидов и других фаз, внутренние напряжения. Это значит, что на вязкость сталей, помимо термообработки, существенно изменяющей структуру, важное влияние оказывает технология изготовления, а также способ выплавки и горячего деформирования. Стали, не обладающие достаточной вязкостью, нельзя использовать для изготовления инструмента, работающего при значительных динамических нагрузках (например, при рубке мерзлой древесины). Представленные испытания опытных комплектов ножей показали, что выбранный режим термообработки соответствует требованиям к периоду стойкости таких ножей.

Список литературы

- 1. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
- Темлянцев, М. В. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением: монография / М. В. Темлянцев, Ю. Е. Михайленко. — Москва: Теплотехник, 2006. — 200 с.
- Жарский, И.М. Технологические методы обеспечения надежности деталей машин / И.М. Жарский, И.Л. Баршай, Н.А. Свидунович, Н.В. Спиридонов. – Мн.: Вышэйшая школа, 2010. – 336 с.
- 4. ГОСТ 17342-81. Ножи для рубительных машин. Технические условия. Введ. 11.03.1981. М.: Госкомитет СССР по стандартам, 1983. 8 с.
- 5. ГОСТ 15815-83. Щепа технологическая. Технические условия. Введ. 01.01.1983. М.: Издво стандартов, 1983. – 11 с.
- 6. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. Введ. 01.01.1969. М.: Гос. комитет СССР по стандартам, 1989. 11 с.
- ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – Введ. 01.01.1979. – М.: ИПК издательство стандартов, 1989. – 9 с.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ СТАЛИ 10

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Кушнаренко В.М.³, Клевцова Н.А.¹, Мерсон Е.Д.¹, Ганеев А.В.², Караваева М.В.², Пигалева И.Н.¹

¹⁾Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>Klevtsov11948@mail.ru</u> ²⁾Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, <u>RZValiev@mail.rb.ru</u> ³⁾Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия, <u>vmkushnarenko@mail.ru</u>

Целью настоящей работы является установление закономерностей влияния наноструктурирования на коррозионное повреждение малоуглеродистой стали.

Материал и методики исследования. В качестве исследуемого материала была использована сталь 10 (0,11 % C). Наносостояние получено путем кручения под квазигидростатическим давлением (ИПДК) при P = 6 ГПа, 10 оборотов при температуре 350 °C [1]. Диаметр образца равнялся 20 мм, толщина – примерно 0,5 мм. Средний размер зерен составляет d_{cp} = 30 нм. Испытание стали на твердость проводили на скрэтч-тестере Nanovea с нагрузкой 10 Н. Определение скорости коррозии образцов (V_k , г/м².ч и V_{k1} , мм/год) проводили согласно ГОСТ 9.908-85 [2]. Исследование поверхности образцов после коррозионного воздействия проводили с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа (КЛСМ) Lext OLS4000. Для анализа поверхностей с коррозионными повреждениями был выбран ряд 3D параметров поверхности заданной площади. В качестве таких параметров использовали среднеквадратичное отклонение профиля S_q , среднее арифметическое значение высоты профиля Sa, параметры объема впадин увеличенной глубины V_{vv} , объема впадин опорной поверхности V_{vc} , вычисляемые из кривой опорной поверхности Abbot-Firestone в соответствии со стандартом ISO 25178.

Результаты исследования и их обсуждение. Как видно из рис. 1, в дисковых образцах из стали 10 после ИПДК максимальная твердость (HV) имеет место в периферийной области, минимальная – в центре образцов.



Рис. 1. Распределение твердости (HV) по диаметру дискового образца стали 10 после ИПДК

Скорость коррозии стали 10 в различном состоянии представлена в таблице1. Видно, что после ИПДК средняя скорость коррозии стали 10 выше в 1,6-1,7 раза, чем в исходном состоянии.

Таблица 1.	Средняя скорости	ь коррозии стали 10 н	в различном состоянии
------------	------------------	-----------------------	-----------------------

Состояние стали 10	$V_{\rm k}$, г/час м ²	$V_{ m k1}$, мм/год
Исходное	0,298	0,324
После ИПДК	0,492	0,551

На поверхности образцов из стали 10 в исходном состоянии, подвергнутых коррозионному воздействию, видна коррозия пятнами и коррозионные язвы, ориентированные в основном по границам зерен. Участки коррозии имеют неправильную форму. Микрорельеф и механизм коррозионного повреждения поверхности образцов из стали 10 после ИПДК в значительной степени зависит от расстояния относительно центра образца. В периферийной части образцов (R) области повреждения коррозией пятнами и коррозионные язвы имеют вытянутую форму и большие размеры (рис. 2 а). В средней части образцов (0,5 R) области повреждения коррозией пятнами не имеют такой явно вытянутой формы, а коррозионные язвы имеют в основном округлую форму, хотя встречаются и язвы вытянутой формы (рис. 2 б). В центре образца (0) область повреждения коррозией пятнами имеет неправильную форму, а коррозионные язвы округлые (рис. 2 в).



Рис. 2. Микрорельеф поверхность образцов из стали 10 после ИПДК на расстоянии R(a), 0,5 $R(\delta)$ и 0 (β) от центра после коррозионного воздействия

В табл. 2 приведены относительные площади поверхности образцов после коррозионного воздействия, а также глубина 5–6 наиболее глубоких коррозионных язв (*h*). Из таблицы видно, что общая площадь, нарушенная коррозией, во всех случаях составляет более 90-94 %. Поскольку нет четко определенной разницы между коррозией пятнами и коррозионными язвами, в таблице 2, помимо каждой из вышеуказанных видов коррозии, приведено значение совместной площади пятен и язв.

Таблица 2. Площадь поверхности образцов из стали 10 в различном состоянии после коррозионного воздействия. Площадь, поврежденная всеми видами коррозии (S_1), совместно коррозией пятнами и коррозионными язвами (S_2), коррозией пятнами ($S_{пятн.}$) и коррозионными язвами (S_2), коррозией пятнами ($S_{пятн.}$) и коррозионными язвами (S_2), коррозией пятнами ($S_{nятн.}$) и коррозионными язвами (S_2), коррозией пятнами ($S_{nятн.}$) и коррозионными язвами (S_2), коррозией пятнами ($S_{nятн.}$) и коррозионными язвами (S_2), коррозией пятнами ($S_{nятн.}$) и коррозионными язвами (S_2), коррозией пятнами ($S_{nятн.}$) и коррозионными язвами (S_2), коррозией пятнами (S_2), коррозией патнами (S_2),

Состо	яние	<i>S</i> ₁ , %	<i>S</i> ₂ , %	<i>S</i> _{пятн.} , %	<i>S</i> _{язв.} , %	<i>h</i> , мкм
стал	и 10	(общ.+пятн.+язв.)	(пятн.+язв.)			
Исходно	be	94,7	15,1	12,3	2,8	7-9
	R	93,9	18,5	13,5	4,0	6-8
ипдк	0,5 R	93,9	17,3	15,9	1,4	4-6
	0	90,6	12,1	10,3	1,8	2-3

Из приведенной таблицы следует, что в периферийной области образцов (R) совместное воздействие коррозией пятнами и коррозионных язв находится на максимальном уровне и понижается по мере приближения к центру образца. Обращает на себя внимание относительно большая площадь, занимаемая коррозионными язвами в периферийной (R) части образца. Наибольшая глубина коррозионных язв также понижается от периферии образцов к их центру (табл. 2).

Таким образом, в отличие от образцов из стали 10 в исходном состоянии, степень и характер коррозионных повреждений поверхности дисковых образцов стали, подвергнутой ИПДК, сильно меняются в радиальном направлении. Поэтому было целесообразно провести количественный анализ отдельных участков поверхности образцов данного типа в направлении от периферии к центру.

Было установлено, что параметры шероховатости поверхности вдоль радиального направления дисковых образцов стали 10 после ИПДК меняются немонотонно. Вначале наблюдается резкое увеличение значений параметров S_a , S_q , V_{vc} и V_{cor} , затем они начинают снижаться, достигая минимума в центре образца. При переходе через центр образца зависимость симметрично повторяется. Такая закономерность не согласуется, например, с данными изменения твердости стали вдоль радиального направления образца (рис. 1). Параметр V_{vv} , характеризующий объем относительно глубоких впадин (язв), ведет себя несколько иначе по сравнению с остальными характеристиками шероховатости. Главное отличие состоит в том, что максимальное значение данного параметра наблюдается на краях образца. При этом V_{vv} монотонно снижается от края к центру образца.

Выводы

1. Скорость коррозии стали 10 после ИПДК в 1,6–1,7 раза выше по сравнению с исходным состоянием.

2. Общая площадь поверхности образцов, поврежденная всеми видами коррозии, во всех случаях составляет более 90–94 %.

3. В периферийной области дисковых образцов стали 10 после ИПДК повреждение коррозией пятнами и коррозионными язвами максимально и понижается по мере приближения к центру образца. Причем, в периферийной области образцов имеет место самая большая относительная площадь, занимаемая коррозионными язвами. Наибольшая глубина коррозионных язв также понижается от периферии образцов к их центру.

4. Параметры шероховатости поверхности вдоль радиального направления дисковых образцов стали 10 после ИПДК меняются немонотонно. Параметры S_a , S_q , V_{vc} , а также V_{cor} , характеризующий объем потерянного металла в результате коррозионных испытаний, вначале резко увеличиваются, затем их значения начинают снижаться, достигая минимума в центре образца. Параметр V_{vv} , характеризующий объем относительно глубоких впадин (язв), имеет максимальное значение на краях образца, а затем монотонно снижается от края к центру образца.

Работа выполнена при финансово поддержке РФФИ (проект 14-08-00301).

Список литературы

- 1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М: ИКЦ «Академкнига», 2007.- 398 с.
- ГОСТ 9.908-85. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости (Дата введения 01.01.87).- М.: ИПК Из-во Стандартов, 1999 г.

ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ КАРБИДНОЙ ПОДСИСТЕМЫ БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Никитина Е.Н.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Громов В.Е.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия ²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия ³Национальный исследовательский Томский государственный университет, *Томск, Россия* gromov@physics.sibsiu.ru

Целью работы являлось исследование эволюции карбидной подсистемы стали с бейнитной структурой 30Х2Н2МФА при активной пластической деформации сжатием.

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30Х2Н2МФА. Выполнен количественный электронно-микроскопический микродифракционный анализ эволюции фазового состава стали 30Х2Н2МФА, имеющей место при пластической деформации одноосным сжатием. В качестве параметров, характеризующих деформационное поведение выделений, использовали средние размеры, плотность и объемную долю частиц карбидной фазы.[1–4]

Деформация стали сопровождается изменением состояния карбидной фазы. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению средних размеров, плотности и объемной доли частиц карбидажелеза. Одновременно с этим изменяется морфология частиц. Во-первых, трансформируется их пространственная форма: исходно пластинчатые частицы (отношение продольных размеров (L) к поперечным (d) $L/d \approx 8$) превращаются на последней стадии деформации в эллипсоидальные ($L/d \approx 5$). Во-вторых, изменяется место расположения частиц цементита: с увеличением степени деформации объемная доля частиц, расположенных на границах пластин бейнита, заметно увеличивается.[5-8]

Карбидные превращения в бейнитной структуре протекают в рамках двух конкурирующих процессов – растворение частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения в объеме пластин феррита, и выделение в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры.

Список литературы

- 1. Гудремон Э. Специальные стали М.: Металлургия, 1966. 1274 с.
- Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. - М.: Металлургия. - 1989. - 288с.
- 3. Павлов В.В., Годик Л.А., Корнева Л.В., Козырев Н.А., Кузнецов Е.П. Железнодорожные рельсы из бейнитной стали // Металлург. 2007. № 4. С.51-53.
- 4. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
- 5. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
- 6. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, -1977. –236 с.
- 7. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. 2nd ed. The Institute of Materials London, 2001. 460 p.
- 8. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в легированных сталях. – Екатеринбург: УрО РАН, 2014. - 236 с.

DEVELOPMENT OF THE PHYSICAL FOUNDATION OF ECOLOGICALLY CLEAN TECHNOLOGIES FOR THE FORMATION OF THE WEAR RESISTANT COMPOSITE COATINGS COMBINING ELECTROEXPLOSIVE SPRAYING AND HIGH INTENSIVE ELECTRON BEAM IRRADIATION

Romanov D.A.¹, Goncharova E.N., Budovskikh E.A.¹, Gromov V.E.¹,

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru

During the implementation of the program the following works were done in 2014:

Mathematical modeling of thermal effects was carried out on electroexplosive coatings with a layered and filled structure with the subsequent electron-beam treatment, taking into account the effects of melting and evaporation, as well as structural and phase transformations in the solid state. The method of electroexplosive spraying of composite coatings of TiB2-Mo and TiB₂-Ni systems in a wide range of spraying parameters, ensuring the formation of a high hardness and wear resistance of coatings was worked out. The method of electron-beam treatment of composite coatings of TiB₂-Mo and TiB₂-Ni systems was developed. It provides a low surface roughness of coatings, their compatibility with the substrate material, and an increased microhardness and wear resistance. By the methods of scanning and transmission electron microscopy, X-ray diffraction analysis and optical interferometry, phase and elemental composition, the state of the defect substructure (type, size and phase morphology, the amplitude of the internal stress fields, the parameters of the dislocation substructure) were studied, a set of roughness parameters of wear-resistant composite coatings of TiB₂-Mo and TiB₂-Ni systems, formed by electroexplosive spraying and the subsequent electron-beam treatment was defined. The values of microhardness and wear resistance of composite coatings of the studied systems after electroexplosive spraving and the subsequent electron-beam treatment were defined.

In 2014 the following results were received:

The method of electroexplosive spraying of wear-resistant nano, submicro- and microcrystalline coatings of TiB₂-Mo and TiB₂-Ni systems using electron-beam treatment was worked out. The morphological features of the coating surface were revealed. Electroexplosive spraying of coatings of TiB₂-Mo and TiB₂-Ni systems with substrate. Formation of coatings in the conditions of technical vacuum at melting of the substrate is followed by their saturation with carbon and oxygen atoms. The formation of the metallurgical bonds of the coatings with the substrate does not lead to alloying of the heat affected layer of substrate with the coating elements. With the increase of distance from the surface of the coating the concentration of iron atoms increases but titanium atoms reduces. The concentration of molybdenum atoms in the coatings of TiB₂-Mo system and nickel in the coatings of TiB₂-Ni system varies insignificantly along the coating thickness. The main coating phases of TiB₂-Mo system are structurally-free molybdenum, titanium boride TiB₂ and Ti₂B₅, iron borides FeB, Fe₃B and Fe₄B₂, molybdenum boride MoB₄, iron carbides Fe₃C and molybdenum MoC, molybdenum karboborid Mo₂BC.

The study was supported by the grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists - PhD MK-4166.2015.2 and - doctors MD-2920.2015.8, Russian Foundation for Basic Research (RFBR projects $N \ge N \ge 13-02-12009$ of i_m , 15-08 -03411, 14-08-00506a), and Ministry of Education and Science of Russia (projects $N \ge 2708$ and $N \ge 3.1496.2014/K$). This work was carried out with partial use of the equipment of the Center for collective use «Materials» SibSIU.

ЗАРЯДОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЙ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛА ПРИ НАГРУЖЕНИИ

Пантелеев К.В., Дубаневич А.В., Жарин А.Л.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, <u>nilpt@tut.by</u>

Введение. В настоящее время для оценки напряженно-деформированного состояния тонких поверхностных слоев в большинстве случаев используются методы, основанные на изменениях геометрических размеров материала вблизи контакта с использованием различных тензодатчиков, индукционных датчиков, оптических устройств и др. В ряде случаев, из-за масштабного фактора, эти методы являются недостаточно информативными. Например, при изучении механического поведения поверхности материала в микрообъемах для определения 10%-ной деформации поверхностного слоя толщиной 1 мкм необходимо измерять линейные размеры с точностью менее 0,1 нм, что на практике оказывается весьма затруднительным. Следует отметить методы исследований деформации, основанные на регистрации изменений работы выхода электрона (РВЭ) [1]. РВЭ является чувствительным параметром к состоянию поверхности, а толщина поверхностного слоя, участвующего в ее измерениях составляет величину порядка межатомного расстояния, что в свою очередь позволяет исследовать изменения свойств локального по толщине поверхностного слоя материала.

Целью исследований является разработка методик и отработка лабораторного метода исследований напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя металлов и сплавов по мониторингу изменения работы выхода электрона.

Физические основы метода исследования. РВЭ, Φ – это энергия, которую необходимо затратить для удаления электрона из твердого или жидкого вещества в вакуум. Если электростатический потенциал в вакууме φ_0 , в веществе φ_i , а E_F – энергия Ферми, то РВЭ определяется уравнением (1):

$$\Phi = (\varphi_i - \varphi_0) - E_F = \Delta \varphi - E_F = 4\pi P_s - E_F$$
(1)

Величина $\Delta \varphi$ представляет собой разность между электростатическим потенциалом электрона внутри металла и электростатическим потенциалом электрона вне металла в определенной точке. При этом $\Delta \varphi = 4\pi P_S$, где P_S – дипольный момент двойного электрического слоя на единицу площади поверхности.

Отсюда следует, что величина РВЭ зависит как от состояния объема металла E_F , так и от состояния его поверхности P_S (кристаллографическая ориентация поверхности, адсорбированные атомы, дефекты и т.д.).

Приборы и методы исследований. Для измерения РВЭ поверхности под действием механических напряжений наиболее удобен метод вибрирующего зонда Кельвина. Метод является полностью бесконтактным и позволяет измерять контактную разность потенциалов (КРП) между исследуемой поверхностью и приближенным к ней эталонным электродом с относительно стабильной РВЭ.

На рис 1*а* показаны два металла, расположенные в тесной близости и разделенные тонким вакуумным зазором, электрический контакт между ними отсутствует. После сближения до некоторого расстояния (рис. 1 δ), при котором возможен эффективный обмен электронами, обусловленный термоэлектронной эмиссией, происходит перенос электронов из металла с большей РВЭ в металл с меньшей РВЭ.



Рис. 1. Процесс измерения контактной разности потенциалов зондом Кельвина

Поверхность первого металла зарядится положительно, а второго – отрицательно. При этом в зазоре возникает электрическое поле и, соответственно, разность потенциалов eU_{CPD} . Условием равновесия в этом случае будет равенство уровней Ферми, а КРП будет равна разности РВЭ между металлами:

$$eU_{CPD} = \varphi_2 - \varphi_1 \tag{2}$$

где: φ_1 и φ_2 – РВЭ исследуемой и эталонной поверхностей, соответственно; *е* – заряд электрона; U_{CPD} – КРП.

Метод вибрирующего зонда Кельвина основан на описанном выше эффекте. В нем измеряемый M_1 и эталонный M_2 образцы формируют обкладки плоского конденсатора переменной емкости, (рисунок 1-в). Величина РВЭ исследуемой поверхности определяется по КРП, возникающей между поверхностями исследуемого образца и относительно стабильной поверхностью эталонного электрода.

На рис. 2 *а* представлена структурная схема установки для регистрации топологии РВЭ (разработка НИЛ ПТ БНТУ). Принцип действия прибора заключается в регистрации отклонения РВЭ по исследуемой поверхности при ее сканировании вибрирующим зондом Кельвина.



Рис. 2. Структурная схема экспериментальной установки (*a*), топология работы выхода электрона при точечном нагружении

Результаты исследований и их обсуждение. Для проведение исследований локальных изменений деформации в поверхностном слое, используются две методики нагружения: точечное приложение нагрузки и сжатие.

Исследование деформации при точечном приложении нагрузки проводилось с целью выявления неоднородности поля деформации при точечном нагружении (рис. 26). Нагружение осуществляли твердомером Бринелль типа ТШ-2м с диаметром индентора 5 мм. Прикладываемая нагрузка составляла 7357 Н (*K* = 30). После индентирования регистрировались изменения РВЭ по поверхности образца.

Во втором случае образцы кубической формы нагружались через гладкую стеклянную пластину (рис. 3). Через 30 с. нагрузка снималась и измерялась РВЭ боковой и контактной поверхностей. Измерялся также параметр шероховатости контактной поверхности (Ra) (рис. 4). Описанные выше действия повторялись с увеличивающейся удельной нагрузкой, что позволило получить зависимости РВЭ боковой и контактной поверхностей, а также зависимость параметра Ra контактной поверхности от приложенной удельной нагрузки. В этом случае результаты измерения РВЭ с боковой поверхности образца отражают поведение объема материала.



Рис. 3. Схематичные (*a*) и фактические (б) зависимости работы выхода электрона боковой (1) и контактной (2) поверхностей при одноосном нагружении

Из рис. За видно, что характер зависимостей РВЭ контактной (1) и боковой (2) поверхностей от нагрузки подобен: в обоих случаях наблюдается резкий перегиб зависимостей при каком-то значении удельной нагрузки. Перегиб для контактной поверхности происходит при значительно меньшей удельной нагрузке, чем для боковой. Это объясняется деформацией микровыступов шероховатой контактной поверхности, для которой, вследствие уменьшения площади фактического контакта, пластические процессы в тонком поверхностном слое начинаются при значительно меньших нагрузках, чем для объема материала. Из рис. 16 видно, что начало пластической деформации зависит от прочностных свойств материала.

Сопоставление результатов, полученных при регистрации РВЭ при контактной деформации с изменением Ra проводили путем нагружения шероховатой исследуемой поверхности гладкой поверхностью контртела (рис. 4*a*) и нагружением гладкой поверхности образца шероховатой поверхностью контртела (рис. 4*b*). Исследования показали, что изменения РВЭ наступают несколько раньше начала регистрируемых изменений параметра шероховатости Ra. Следовательно, начало уменьшения РВЭ в данном случае определяет предел текучести в поверхностном слое материала еще до наступления пластических деформаций, регистрируемых другими методами.



Рис. 4. Зависимости РВЭ и Ra от удельной нагрузки

Заключение. Сканирующим методом динамического зонда Кельвина выполнен мониторинг изменения РВЭ деформируемого поверхностного слоя. Предложенные методики исследований позволили установить характер зависимости РВЭ от степени деформации, который для всех исследуемых металлов и сплавов подобен: усредненная, по некоторой площади, РВЭ при нагрузках меньших предела упругости материала изменяется незначительно (~1мэВ), пластическая деформация приводит к резкому понижению РВЭ с последующей тенденцией к насыщению (~100мэВ). Большей степени деформации соответствует более значительное уменьшение РВЭ. Отсюда следует, что параметр РВЭ может характеризовать механические воздействия на поверхность микрообъемов материала как в упругой, так и в пластической области.

Список литературы

1. Жарин, А.Л. Влияние контактных деформаций на величину работы выхода электрона поверхностей / А.Л. Жарин, Е.И. Фишбейн, Н.А. Шипица // Трение и износ. – 1995. - № 3. – С. 47-54.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В МЕТАЛЛАХ ПО ТОПОЛОГИИ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА

Пантелеев К.В., Свистун А.И., Жарин А.Л.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, <u>nilpt@tut.by</u>

Введение. Напряженно-деформируемое состояние помимо накопления дефектов вызывает ряд процессов на поверхности и в объеме материала. Природа и закономерности этих процессов зависят от свойств деформируемого материала. Так, в сплавах – твердых растворах происходит разрушение ближнего или дальнего порядка в расположении атомов, рост статических смещений, образование сегрегации из атомов легирующего элемента и т.п. В дисперсно-упрочненных сплавах, широко используемых в технике, число процессов, происходящих при деформации оказывается еще большим. В них происходит растворение и образование новых дисперсных фаз, изменение стехиометрического состава и кристаллической структуры, имеющихся в них выделений и другие сложные процессы. Изменение свойств материалов определяется не только характером взаимодействия дислокаций и других дефектов кристаллического строения, плотностью и равномерностью их распределения, изменяющихся в процессе температурно-силового нагружения, но и структурой, также изменяющейся во времени. В большинстве работ пластическое течение описывается с позиции общих закономерностей, однако природа взаимосвязи превращений дислокационной субструктуры с другими процессами, происходящими в материалах, остается недостаточно изученной. Знание закономерностей микронеоднородного деформирования важно для более глубокого раскрытия механизма пластической деформации материалов как простой, так и сложной структуры. Все это определяет важность исследований закономерностей эволюции дислокационной подсистемы.

Целью работы является исследование локализации деформации в металлах при помощи методов, основанных на измерениях пространственного распределениях работы выхода электрона (РВЭ). Материалы и методы исследований. В качестве материалов опытных образцов использовались стали марок Ст45 (ГОСТ 1050-88), алюминий марки A5M (ГОСТ 21631-76), чугун марки СЧ 18-31 (ГОСТ 1412-70). Изготовление образцов и определение их прочностных характеристик осуществлялись по ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытания на растяжение».

Испытания на растяжение проводились на испытательной машине "Instron". Образцы соответствующей формы и размеров устанавливались в испытательную машину. Испытания проводились на образцах с надрезом и без. Одна из сторон образца шлифовалась, затем полировалась. У боковой поверхности образца с обратной стороны надреза устанавливался датчик измерения РВЭ. В процессе рабочего цикла испытательной машины одновременно записывались удлинение образца и РВЭ в зависимости от приложенной удельной нагрузки. Кроме того, в характерных точках на кривой деформации испытания прекращались, образцы снимались с машины и производилась регистрацию распределения РВЭ по поверхности образца.

Исследование топологии (распределения) РВЭ деформированных образцов проводили на установке для оценки гомогенности прецизионных поверхностей, разработанной в лаборатории полупроводниковой техники БНТУ. Принцип действия установки заключается в регистрации отклонения РВЭ по исследуемой поверхности при ее сканировании вибрирующим зондом Кельвина (зонд Кельвина-Зисмана) [1].

Результаты и их обсуждение. Результаты по изменению РВЭ при простом одноосном растяжении для различных материалов представлены на рис. 1. Из рисунка видно, что до предела пропорциональности, т.е. в области упругих деформаций, РВЭ изменяется незначительно. Наблюдается некоторое увеличение РВЭ с увеличением нагрузки (1– 1,5 мэВ). Это согласуется с тем, что в области упругих деформаций происходит сдвиг положения уровня Ферми металла за счет дилатации кристаллической решетки, что в свою очередь, вызывает повышение РВЭ. Подобные эффекты сравнительно малы и, на практике, обычно находятся в пределах ошибки эксперимента. Дальнейшая деформация, выше предела пропорциональности, приводит к резкому понижению РВЭ с последующей тенденцией к насыщению. Такое понижение связано с образованием и перераспределением дислокаций в поверхностных слоях. С дальнейшим повышением нагрузки скорость изменения РВЭ уменьшается и не зависит от дальнейшего повышения нагрузки.



Рис. 1. Изменение работы выхода электрона при одноосном растяжении

На рис. 26 представлены характерные точки, в которых проводилось сканирование поверхности образца из Стали 45, после деформирования при растяжении.

Цель эксперимента заключалась в выявлении мест с повышенной и пониженной плотностью дефектов, что позволило установить закономерности локализации деформации. В данном эксперименте, чтобы инициировать образование микротрещин вдоль опре-

деленной линии, а в дальнейшем и разрыв материала, в определенном месте был создан исходный дефект – надрез. На рис. 2a представлено изменение топологии PBЭ от степени деформации на образцах с надрезом. На образце, не подвергнутом деформации, наблюдается регулярно чередующиеся полосы отклонения PBЭ по поверхности, которые вызваны подготовкой образцов. Такие полосы, как правило, наблюдаются после шлифовки. При деформации порядка 0,1 и напряжениях меньших предела текучести, наблюдается незначительное изменение PBЭ по поверхности (рис. 2a-1). С увеличением деформации наблюдается незначительное изменение PBЭ по поверхности и формирование области с низкой PBЭ (рис.2a-1, -2). При дальнейшем увеличении напряжений наблюдается уменьшение размеров области с пониженной PBЭ (рис. 2a-3, -4). Перед разрушением наблюдается резкое повышение PBЭ в узкой области образования трещины и понижение PBЭ по поверхности становится более ровным, что, по-видимому, связано с разрядкой дефектов на трещинах. Аналогичное поведение топологии PBЭ по поверхности образцов, подвергнутых деформации наблюдается и для образцов без надреза.



Рис. 2. Распределение работы выхода электрона боковой поверхности образцов при простом односном растяжении в характерных точках по диаграмме напряжения

Экспериментальные исследования показали, что для большинства образцов формирование трещины происходит именно в области пониженной РВЭ. Область с пониженной РВЭ, как правило, является областью с различными структурными дефектами. Для сталей и композиционных материалов областями с пониженной РВЭ могут являться зоны с неравномерным распределением неметаллических включений и частиц вторичной фазы, которые приводят к преждевременному разрушению. Неоднородность расположения первичных фаз и особенности распада твердых растворов сталей и сплавов существенно влияют на локализацию деформации и разрушение образцов. Таким образом, области с пониженным, в сравнении со средним по поверхности, значением РВЭ, потенциально являются областями образования и развития трещин приводящих к разрушению образцов. Формирование шейки и одновременное понижение РВЭ показывает, что в образце формируется локальная область с высокой плотностью дислокаций, которая является областью разрушения образца.

Заключение. В работе экспериментально исследованы закономерности образования и развитие области локальных деформации от степени деформации для ряда компактных материалов (сталь, алюминий, чугун) по изменению РВЭ исследуемой поверхности. По результатом исследований можно сделать следующие выводы:

 топология РВЭ по поверхности образцов в процессе растяжения с постоянной скоростью имеет сложную зависимость и определяется распределением плотности дефектов.
 В областях с повышенной плотностью дефектов РВЭ меньше, чем в среднем по поверхности, и наоборот. - установлено, что общим свойством пластического течения твердых тел является его локализация на всех стадиях деформации, причем тип распределения очагов локализации зависит от степени деформации.

- распределение плотности дислокаций по поверхности образца вдоль оси нагружения, в общем случае, имеет волнообразный характер. Области с повышенной и пониженной плотностью дислокаций чередуются. Волнообразное изменение плотности дислокаций по поверхности деформируемого образца связано с самосогласованным изменением дислокационных структур при деформации.

В качестве критерия выявления потенциальных мест разрушения может служить локальное понижение РВЭ по исследуемой поверхности. Причем площадь области с низкой РВЭ говорит о степени локализации. Чем более узкая область с пониженной РВЭ, тем более высокая локализация деформации и тем выше вероятность разрушения в данной области.

Список литературы

 Жарин, А.Л. Метод исследование поверхности металлов методом Кельвина / А.Л. Жарин, Н.А. Шипица, Д.И. Сарока // 4-й Белорусский семинар по сканирующей зондовой микроскопии: Сборник докладов. Гомель. 24-25 октября. – 2000. С. 22-26.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ НА ОСНОВЕ ЦИНКА

Константинов В.М. Гурченко П.С., Булойчик И.А., Ковшик И.А.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, <u>v_m_konst@mail.ru</u>, gurchenkops@yandex.by, <u>ilya.by@gmail.com</u>

Одним из альтернативных направлений в сфере получения защитных цинковых покрытий на стальных изделиях является способ термодиффузионного цинкования в порошковых насыщающих средах (ТДЦ) [1]. Преимущественной особенностью данного способа является возможность замены процессом ТДЦ ряда операций термической обработки деталей (отпуска), что ведет к снижению затрат на термическую и антикоррозионную обработку изделий [2, 3].

При использовании данного способа в качестве завершающей операции химикотермической обработки закаленных изделий, работающих в условиях циклического нагружения, возможно снижение прочностных свойств, обусловленное формированием в поверхностной зоне детали интерметаллидного диффузионного слоя. Как известно, для конструкционных деталей решающее значение имеют механические свойства. Ранее выполненные исследования позволили установить влияние цинкового диффузионного слоя на прочностные характеристики при статических испытаниях [4]. Было отмечено незначительное изменение временного сопротивления на разрыв. Для ряда конструкционных деталей существенным является знакопеременный характер действующей нагрузки. В этом случае твердые (порядка 3300 МПа) цинковые интерметаллидные диффузионные слои могут выступать в качестве источника формирования усталостных трещин при знакопеременных нагрузках, что может привести к преждевременному разрушению изделия.

С целью определения влияния формирования цинкового диффузионного слоя на усталостные характеристики стальных изделий, провели сравнительное исследование механических свойств при циклических нагрузках термически обработанных образцов из стали 45, обработанных способом ТДЦ и без антикоррозионной обработки. Схема испытаний – консольный изгиб с вращением (рис. 1).



Рис. 1. Общая схема испытаний на консольный изгиб с вращением 1 – образец, 2 – шпиндель испытательной машины Q – нагрузка на образец; ω – частота вращения образца.

Режимы термической обработки исследуемых образцов приведены в табл. 1.

Tun of popular	Режимы термической обработки		
тип образцов	Закалка	Отпуск	
Диффузионный слой отсутствует	Нагрев под закалку до 850 °С – в защитной атмосфере. Выдержка	Отпуск 450 ^о С, 180 мин (3 ча- са)	
Обработанные спосо- бом ТДЦ	30 мин. Охлаждение вертикально – в воду.	ТДЦ в стационарном тигле при 450 °С, 120 мин.	

Таблица 1. Термическая обработка образцов перед проведением испытаний

Испытания проводить ускоренным методом ступенчатого нагружения на испытательной машине СИ-03М в ЛИИ ОАО «ГОМСЕЛЬМАШ». Условия испытаний приведены в таблице 2. Частота вращения образца составляла 3000 мин⁻¹. Заданное значение начального уровня амплитуды напряжений при изгибе ($\sigma_{\rm H}$) составлял 200 Мпа. Интервал приращения амплитуды напряжений при изгибе ($\Delta \sigma_i$) приняли равным 50 МПа. Длительность ступени нагружения (n_i) составляла 10⁵ циклов. Число циклов $n_{\rm K}$ на последней ступени нагружения определяли достижением предельного состояния (изломом образца). Переход на каждую ступень нагружения осуществляли без промежуточных пауз. Испытания проводили непрерывно до наступления предельного состояния (излома образца). По результатам испытаний определяли предельное напряжение при изгибе $\sigma_{\rm K}$ и долговечность образца N_{Σ} . Результаты испытаний для каждого исследуемого образца приведены в табл. 2.

<u>№</u> образца	Предельное напряжение при изгибе σ_{κ} , МПа	Долговечность образца N_{Σ} , цикл		
Образцы с диффузионным слоем				
1	350	332350		
2	300	253523		
3	350	353364		
Образцы без защитного покрытия				
4	400	484016		
5	400	436715		

Таблица 2. Результаты испытаний образцов на механическую усталость

Как и ожидалось, образцы с цинковым диффузионным слоем продемонстрировали меньшую долговечность и меньшее предельное напряжение при изгибе в сравнении со стальными образцами без защитного цинкового покрытия. Данный факт может быть обусловлен формированием хрупких интерметаллидных фаз (Г - фаза) в переходной зоне от стальной основы к диффузионному слою в исследуемых образцах. Они являются концентраторами напряжений, которые, при увеличении знакопеременной внешней нагрузки, могут являться причиной зарождения усталостной трещины.

Не смотря на то, что в отличие от классических способов нанесения защитных покрытий на основе цинка для термодиффузионного цинкования возможно разупрочнение изделий, прошедших предварительную термическую обработку, рациональный подход к выбору температурных режимов, а так же учет регламентируемых прочностных параметров обрабатываемого изделия, позволит выгодно применять данный способ в качестве антикоррозионной защиты. Для ряда деталей, испытывающих в процессе эксплуатации до 10^2 циклов нагружений, (статическое нагружение), эффективным решением является совмещение среднего отпуска с процессом нанесения защитного покрытия, что позволяет повысить срок службы изделий с существенным снижением затрат на антикоррозионную обработку. Для деталей, работающих в условиях повторностатического (малоциклогвого) и усталостного (многоциклового) нагружений, испытывающих при эксплуатации свыше 10^4 циклов нагружений, антикоррозионная защита способом ТДЦ, может стать причиной снижения усталостных свойств за счет наличия высокотвердых хрупких фаз в цинковом диффузионном слое.

Список литературы

- 1. Проскуркин, Е.В. Диффузионные цинковые покрытия / Е.В. Проскуркин, Н.С. Горбунов. Москва: Металлургия, 1972. 248 с.
- Константинов В.М., Гурченко П.С., Булойчик И.А. Разработка совмещенного процесса термической и антикоррозионной обработки стальных деталей автотехники, Международная научно-техническая конференция «Инновации в машиностроении-2014, Минск 2014 том 3, С. 384-387.
- Константинов В.М., Булойчик И.А. Some aspects of sherardizing implementation during anticorrosive defence of heat-treated metal parts. IOP Conference Series. Materials Science and Engineering 71/012063. 2015.
- В.М. Константинов, Булойчик И.А. К проблеме прочности диффузионно оцинкованных изделий. Международный симпозиум: Перспективные материалы и технологии. Витебск 2013 г. С.166-168

ВЛИЯНИЕ ТИПА МАТЕРИАЛА НА ХАРАКТЕР ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ОСЕВОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Андронов И.Н., Богданов Н.П.

Ухтинский государственный технический университет, Ухта, Россия, iandronov@ugtu.net

В данном сообщении рассматриваются общие закономерности явления осевого деформирования, инициируемого пластическим кручением металлических труб и стержней. С целью выявления структурно-механической природы кручения как собственно вида нагружения проведен сравнительный анализ закономерностей с материалами, отличающимися кристаллографией скольжения и механизмами протекания микродеформаций. При комнатной температуре закручивание сплошных медных образцов приводит к осевой деформации ε , интенсивность которой нарастает по мере увеличения угловой деформации (рис. 1*a*). Суммарная деформация за полный симметричный знакопеременный цикл кручения не равна нулю и всегда положительна. Рассматривая влияние вида кристаллической решетки на реализацию эффекта, предпочтительными являются поликристаллы цинка с ГПУ-решеткой, кристаллография которых существенно отличается от кубических кристаллов. Сравнивая полученные данные в цинке (рис. 1*б*) с результатами испытаний металлов с кубической решеткой можно видеть существенное различие в результатах опытов.



Рис. 1. Кинетика изменения линейных размеров образцов при сдвиговой деформации для материалов с различной кристаллической структурой: технически чистой меди (*a*), цинка (*б*), Си-38% вес Mn (*в*), олова (*г*)

Если образцы из сплавов с кубической структурой при кручении только удлиняются, образцы из цинка в том же режиме кручения только укорачиваются, причем кривизна є-у диаграмм разного знака. Сделан вывод: способность материала к осевому деформированию и конкретика его проявления сильно зависит от кристаллографической структуры объекта.

Исследования на материалах, механизм деформирования которых не сводится к дислокационному каналу (при комнатной температуре деформируются двойникованием ряд сплавов MnCu и олово) показали, что для зависимостей є-у диаграмм в материалах с двойниковым механизмом неупругости (рис. 1 *в*, *г*) характерен заметный наклон к оси.

При изучения влияния неоднородного напряженного состояния на реализацию эффекта осевого деформирования, сравнивали поведение материала (медь технической чистоты, алюминиевый сплав) при закручивании трубчатых образцов и сплошных разного диаметра (6 мм и 4 мм). Если осевое деформирование при кручении обусловлено радиальными градиентами касательных напряжений, то в трубчатых образцах оно должно быть либо меньше, либо отсутствовать вообще. Испытания выполнены при комнатной температуре и скорости $\dot{\gamma} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ для амплитуд сдвиговой деформации 6÷25%. Отмечается, что геометрия скручиваемого образца сказывается на масштабе осевой деформации. В трубчатых образцах эффект накопления осевой деформации выражен сильнее, чем в сплошных. Образцы с диаметром рабочей части 4 мм при кручении демонстрируют удлинение в большей степени, чем образцы, у которых диаметр рабочей части 6 мм (рис. 2). Надо полагать, что это исключает объяснение эффекта осевого деформирования через действие осевых, радиальных или окружных напряжений, поскольку, их величина, конечно, у труб меньше, чем у стержней.



(1а – полый образец, 1б – слошной диаметром 4 мм), Cu (2а – полый образец, 2б – сплошной образец диаметром 4 мм, 2б – сплошной образец диаметром 6 мм) Скорость сдвиговой деформации $7 \cdot 10^4 c^{-1}$. Температура испытаний 290 К

Рис. 2. Зависимость приращения осевой деформации за один цикл кручения от амплитуды деформации γ для отожженных образцов D16AT

Ответу на вопрос, в какой мере конкретный механизм неупругости сказывается на кинетике осевой деформации при кручении, посвящен следующий эксперимент. Удобными объектами исследования в этом смысле являются сплавы с мартенситным каналом неупругости, так как у них можно создать существенно различающуюся структуру и сущеразличающиеся деформации для ственно способы выбранного температурнодеформационного режима кручения. При температуре ниже M_{κ} , материал всегда находится только в мартенситном состоянии, а при температуре выше A_{κ} – только в аустенитном. В тоже время, при $M_{\mu} < T < A_{\mu}$ он может иметь либо структуру мартенсита, либо структуру аустенита. Если материал охладить, а затем нагреть до T, он будет иметь структуру мартенсита. В то же время, если его нагреть, а затем охладить до Т, состояние будет аустенитным. В результате появляется возможность сравнить особенности деформирования одного и того же объекта при одной и той же температуре T, но в одном случае с мартенситной структурой, а в другом – с аустенитной, более того, сравнивая свойства материала в устойчивом мартенситном и аустенитном состоянии, можно понять, каково влияние структурного и температурного факторов. Данная идея была реализована на эквиатомном никелиде титана с характеристическими температурами $M_{\rm K} = 320$ K, $M_{\rm H} = 365$ K, $A_{\rm H} = 460$ K, $A_{\rm K} = 520$ K. Показано, что эффект осевого деформирования при кручении проявляется для любых исходных структур, конкретные закономерности явления существенным образом зависят от структурного состояния материала, что можно объяснить неодинаковой текстурой, порождаемой кручением (рис. 3).

Одной из вероятных причин возникновения осевой деформации могут быть текстуры материала, получаемые в результате технологических процессов изготовления. Результаты испытаний, проведенных на образцах, выполненных из волоченного прутка, а также образцах, изготовленных из прокатанной меди вдоль и поперек направления прокатки, показывают, что характер реализации осевого эффекта при кручении одинаков.



Рис. 3. Зависимости осевой деформации є от сдвиговой γ в никелиде титана при различной последовательности достижения температуры деформирования: *a*) аустенит \rightarrow аустенит + мартенсит \rightarrow мартенсит 650 K(1), 400(2), 290(3); δ) мартенсит \rightarrow мартенсит + аустенит \rightarrow аустенит 290 K (1), 400(2), 700(3)

Оценивая результаты экспериментов, а также данные из литературы [1÷3], приходим к выводу, что эффект осевого деформирования присущ материалам с существенно различными механизмами протекания микродеформации. Это свидетельствует о том, что явление осевого деформирования можно связывать не столько со структурными особенностями и механизмами реализации массопереноса, сколько со спецификой самого кручения как вида нагружения. Среди возможных, причин появления такого эффекта основной следует считать эволюцию текстуры материала в процессе кручения, что делает скручиваемый объект макроскопически анизотропным. Об этом говорят данные, о поведении труб и сплошных образцов из материалов с эффектом памяти формы, которые, как известно, испытывают особенно большие текстурные эволюции даже при малых деформациях.

Список литературы

- 1. Ишлинский, А. Ю. О напряженном состоянии упругого цилиндра при больших углах крутки [Текст] / А. Ю. Ишлинский // Прикл. мат. и мех. VII. Вып. 3. 1949. С. 223–225.
- Риз, П. М. О некоторых вторичных явлениях при кручении круглого цилиндра [Текст] / П. М. Риз // Труды ЦАГИ. – Вып. 408. – 1939.
- Лурье, А. И. Нелинейная теория упругости [Текст] / А. И. Лурье.// М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы, 1980. – 512 с.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ, НАПРЯЖЕНИЙ И ПЕРЕМЕЩЕНИЙ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ УПРОЧНЕНИИ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРОБИВНОГО ИНСТРУМЕНТА И ПРИНУДИТЕЛЬНОМ ТЕПЛООТВОДЕ

Веремейчик А.И., Гарбачевский В.В., Сазонов М.И., Хвисевич В.М.

Брестский государственный технический университет, г. Брест, Беларусь vai mrtm@bstu.by

В производственных условиях при использовании установок для пробивки отверстий в крепежных деталях различного назначения применяют цилиндрические и прямоугольные пуансоны. Визуальные обследования отработанных пуансонов показали, что происходит не только интенсивный износ их режущих частей, но и их искривление. Такой характер разрушения присущ деталям, упрочненным объемной закалкой и обусловлен возникновением в металле значительных механических напряжений и охрупчивания стали вследствие неоднородной закалки.

Для процесса поверхностного плазменного упрочнения рабочей зоны цилиндрических пуансонов для пробивки отверстий, изготовленных из стали X12M, применялся плазмотрон с высокой удельной мощностью. В качестве плазмообразующего газа использовался аргон. В используемом плазмотроне было применено обжимающее сопло с диаметром отверстия 1,2 мм. Струя плазмы шириной 3 мм направлялась на торцы пуансонов, которые были обжаты двумя пластинами из меди M0 высотой 6 мм и толщиной 4 мм каждая для их интенсивного охлаждения, и собраны в обойму. Расстояние между соседними пуансонами принималось равным 15 мм. При равномерном движении плазмотрона производится последовательные интенсивный нагрев пуансонов и закалка их торцов. Схема приспособления приведена на рисунке 1. Сначала плазмотрон перемещается относительно пуансонов вдоль их торцевых поверхностей, затем их поворачивают на 90⁰, и движение повторяется. Таким образом достигается закалка торца и режущей кромки пуансонов.





Плазменная закалка производилась при токах дуги I = 6-32 А. Скорость перемещения плазмотрона варьировалась от 5 до 25 мм/с. В результате проведенных экспериментов и статистической обработки их результатов были определены оптимальные параметры процесса поверхностного упрочнения: скорость перемещения плазмотрона V = 10-13 мм/с,

ток дуги I = 27 A, расход защитного газа Q = 2 - 2,5 л/мин. Эти параметры зависят от расстояния плазмотрона до поверхности торцов пуансонов.

Проведено исследование нестационарных температурных полей, напряжений и перемещений при поверхностной закалке, выполненное с применением конечноэлементного комплекса ANSYS. В ходе проведения вычислительного эксперимента разработана трехмерная модель пуансона и приспособления для теплоотвода. При решении нестационарной температурной задачи использовался предназначенный для анализа переходных процессов восьмиузловой термический элемент SOLID70 (Brick 8node), который имеет одну степень свободы (температура в каждой точке), при структурном анализе восьмиузловой элемент SOLID185 (Brick 8node). В соответствии со скоростью движения плазменной струи к узлам дискретной модели пошагово последовательно прикладывалась температурная нагрузка в виде конвекции с учетом того, что температура плазменной струи в центре составляет порядка 20000 °С. Максимальная температура поверхности торца пуансона при таком способе закалки должна быть на 5...7 % меньше температуры плавления стали. Конвекция задавалась также и на всех ненагруженных поверхностях модели. Так как тепловой поток распределяется по ширине пятна нагрева по закону, близкому к кривой вероятности Гаусса, то на торцевой поверхности, по которой движется плазменная струя, коэффициент конвекции задавался различным по ширине пятна нагрева, также соответствующим нормальному распределению. Его значение выбиралось в зависимости от того, чтобы максимальная температура на закаливаемой поверхности составляла 1300-1370 °C. Увеличение температуры в центре пятна нагрева при увеличении скорости движения плазмотрона объясняется увеличенным коэффициентом конвекции, что на практике достигается регулированием режимов закалки и расстояния от сопла до закаливаемой поверхности. Удельная теплоемкость стали принималась зависящей от температуры и при температурах 0...1300 °C находилась в интервале $c_{ct} = 400...600 \, \text{Дж/(кг·K)},$ для меди ввиду температур до 400 °С принималась постоянной. Равномерное движение пятна диаметром 3 мм проводилось с различными скоростями. Время движения определялось в зависимости от скорости движения плазмотрона и диаметра торцевой части. В результате расчета определены поля температур, напряжений и перемещений для различных скоростей движения пятна нагрева в различные моменты времени.

Анализ полученных результатов температурного анализа показывает, что благодаря высокому коэффициенту теплопроводности меди после прохождения центром пятна нагрева внешнего контура пуансона для исследованных скоростей движения пуансона температура на торце рабочей зоны не превышает $350 \, {}^{0}$ С. Это свидетельствует о высокой скорости охлаждения пуансона. Благодаря высоким скоростям охлаждения обеспечивается одновременность мартенситного превращения по всему контуру охлаждаемой детали, что уменьшает или даже полностью исключает появление закалочных трещин. Кроме того, установлено, что наибольшую температуру имеют точки на торце в момент прохождения пятна нагрева центра торцевой поверхности.

Исследовано распределение температурных полей по глубине диаметрального сечения пуансона, вдоль которого перемещается источник нагрева. На рис. 2 приведены типичные распределения температурных полей для различных моментов времени и скоростей движения плазмотрона.

При решении задачи термоупругости модель пуансона закреплялась по нижней торцевой и нижним боковым поверхностям. Для определения оптимальных режимов закалки проведено исследование напряженно-деформированного состояния пуансона при различных скоростях движения плазмотрона, коэффициентах конвекции, токах дуги, расходах аргона.

На рис. 3 приведены типичные результаты решения задачи термоупругости по определению напряжений и перемещений в пуансоне при температурной нагрузке при токе дуги I = 27 A и расходе защитного газа Q = 2,5 л/мин.



Рис. 2. Распределение температурных полей в продольном сечении цилиндра вдоль линии движения пятна нагрева





Проведено сравнение результатов расчета температурных полей, напряжений и перемещений при различных скоростях движения плазмотрона. Для обработки результатов использовался вычислительный комплекс MathCAD 15. Исследовано влияние тепловых и механических характеристик материала обойм на температурные поля, напряжения и перемещения в упрочняемом пуансоне.

Полученные результаты нестационарного термостатического анализа пуансонов могут быть непосредственно использованы для определения оптимальных режимов технологических процессов при поверхностном упрочнении металлоизделий с помощью высококонцентрированных источников нагрева, а также оценить прочностные свойства изделий и обеспечить повышение эксплуатационных свойств.

ДИАГНОСТИКА МЕТАЛЛОВ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМИ ИМПУЛЬСАМИ

¹Кожушко В. В., ¹Сергиенко В. П., ²Митюрич Г. С., ³Мышковец В. Н.

¹Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого, г. Гомель ²Белорусский торгово-экономический университет потреб. кооперации, г. Гомель ³Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины, г. Гомель, Беларусь kozhushko@laser-ultrasound.com

Решение задач ультразвуковой диагностики металлов связано с измерением скорости распространения и затухания упругих волн, что позволяет оценить микроструктурные изменения размера и текстуры зёрен, межфазовые переходы. В последнее десятилетие методы использующие ультразвуковые импульсы, возбуждаемые лазерными импульсами наносекундной длительности в результате оптико-акустического (ОА) преобразования, находят применение при решении задач неразрушающего контроля материалов и в медицинской диагностике [1, 2]. Неоспоримым преимуществом методов является бесконтактное возбуждение широкополосных импульсов, что позволяет проводить дефектоскопию и контроль упругих свойств без использования материалов, обеспечивающих акустический контакт, что актуально, например, в условиях повышенной температуры или при перемещении объекта исследования. Коммерческие установки, использующие лазерное возбуждение ультразвука и последующую бесконтактную регистрацию на основе фоторефрактивных кристаллов, - пример высокотехнологичного и дорогого оборудования, удовлетворяющего данным требования [3]. В лабораторных условиях можно исследовать металлы и композиты ОА импульсами в комбинации с традиционными, бюджетными методами регистрации: пьезоэлектрическими и/или электромагнитными акустическими (ЭМА) преобразователями [4].

При известных условиях, возбуждаемые ОА импульсы имеют ярко выражен-ную фазу сжатия [5], что является дополнительных преимуществом, позволяющим увеличить пространственную разрешающую способность методов, по сравнению с импульсами, получаемыми в традиционных ультразвуковых преобразователях. В работе рассмотрены плоскопараллельные пластинки, для которых была реализована «прямая» схема регистрации, т.е. место возбуждения ОА сигнала и преобразователь находятся на противоположенных поверхностях. Возбуждение продольных импуль-сов давления на поверхности исследуемых образцов проводилось импульсным Nd:YAG лазером, работающим на длине волны $\lambda = 1,064$ мкм в режиме модулированной добротности, с частотой 5 Гц. Диаметр пятна лазерного пучка на поверхности образца был ~6 мм, энергия в импульсе <15 мДж, плотность мощности не превышала 10 MBт/см². Длительность лазерного импульса была измерена фотодиодным преобразователем и составляла менее 5 нс, что позволило оценить спектр ОА импульса диапазоном от 500 кГц до 200 МГц. Оценка эффективности преобразования в металлах даёт значение $\leq 1 \Pi a / (Bt/cm^2)$ [5]. Электрический сигнал оцифровывался осциллографом, с частотой дискретизации 1 ГГц и вертикальным разрешение 8 бит. Измеряемые сигналы усреднялись по 256 реализациям для уменьшения шума электроники, что обеспечивало динамический диапазон измерений более 40 дБ. Синхронизация измерений осуществлялась фотодиодом.

Рассмотрим регистрацию ОА импульса в стальной пластинке толщиной 0.4 мм с помощью самодельного пьезоэлектрического преобразователя на основе поляризованной плёнки поливинилиденфторида (ПВДФ). Чувствительный элемент преобразователя имеет диаметр 2 мм и толщину 25 мкм. Между стальной пластиной и поверхностью преобразователя находился слой воды толщиной 2 мм, что обеспечивало акустический контакт. На освещаемой поверхности пластинки также находилась вода, что увеличивало эффективность ОА преобразования в области низких частот по сравнению со свободной поверхностью [5]. Зарегистрированный ОА сигнала представлен на Рис. 1. Импульс достигает поверхность преобразователя через ~1,4 мкс с момента поглощения лазерного излучения. После двойного отражения на границах с водой регистрируются первый эхо-сигнал. В общем случае амплитуда эхо уменьшается ввиду затухания, связанного с рассеянием на границах зёрен и поглощением части энергии системой дислокаций, и потерями на отражение при прохождении границ. Измерения в нескольких точках пластинки позволили определить скорость распространения продольных волн, равную 5,75±0,03 км/с. Измеренный спектр ОА импульса имеет локальный минимум вблизи 100 МГц, соответствующий длине волны, равной толщине плёнки. Увеличение поглощения в воде пропорционально квадрату частоты, согласно $\alpha = 25 \times 10^{-5} / (см \cdot MГц^2)$ [6], что принципиально ограничивает диапазон иммерсионного метода.

Бесконтактная регистрации широкополосных ОА импульсов в металлах, помещённых в постоянное магнитное поле, может быть выполнена ЭМА преобразователями, чувствительными к переменному электромагнитному полю, возникающему в проводящих



Рис.1. ОА сигнал, зарегистрированный в стальной пластинке ПВДФ преобразователем



пластинке ЭМА преобразователем

и/или ферро-магнитных материалах на свободной границе. Для регистрации продольных ОА импульсов был разработан и изготовлен ЭМА преобразователь, в основе которого лежит плоская катушка диаметром менее 6 мм, имеющая 10 витков медной лакированной проволоки Ø 0,15 мм. Оценки индуктивности катушдают значение приблизительно ки 0,2 мкГн. Катушка была припаяна к печатной плате неинвертирующего усилителя, имеющего коэффициент усиления 25 дБ с верхней границей по уровню -3 дБ на частоте ~150 МГц. В электрической схеме катушка, соединённая последовательно с резистором номиналом 50 Ом, находится между положительным входом операционного усилителя и электрической «землёй». Рассчитанная добротность контура имеет значение менее 10 для частоты 200 МГц. Катушка помещалась в середине постоянного цилиндрического NdFeB магнита, с измеренным значением поля магнитной индукции равным 0,25 Т, имеющего внешний диаметр 25 мм и внутренний 13 мм. На рис. 2. представлен ОА сигнал, полученный в стальной пластинке толщиной 0,4 мм. ОА импульс достигает тыльной стороны пластинки через ~0,07 мкс, затем с таким же интервалом, как и в случае ПВДФ преобразователя, регистрируются отражение меньшей амплитуды. Фурье анализ сигнала показал наличие в спектре основного импульса частот выше 200 МГц, при динамическом диапазоне измерений, составившем более 40 дБ, что соответствует проведённым оценкам.

Ток, возбуждаемый в катушке, пропорционален производной маг-нитного потока по времени. В металлах переменное электромагнитное поле возникает в результате действия сил Лоренца на вихревые токи и/или в результате действия сил на вектор намагниченно-



Рис. 3. ОА сигнал в монокристаллической алюминиевой пластинке толщиной 1,25 мм, полученный ЭМА преобразователем

сти.

В случае ферромагнитных материалов доминирующий вклад в переменное электромагнитное поле связан с обратным магнитострикционным эффектом [7]. ОА сигнал, измеренный ЭМА преобразователем в моно-кристаллическом А1 (001) алюминиевом диске толщиной 1,25 ± 0,01 мм, показан на рис. 3. Форма ОА импульса в регистрируемом сигнале представляет собой однополярный пик длительностью порядка 9 нс. Изменение формы ультразвукового пучка в результате дифракции приводит к появлению сдвигового сигнала. В пределах ошибки измерений скорость звука 6,29±0,03 км/с равна справочному значению скорости в направлении [100] 6,284 км/с [6]. Попытки измерить ОА сигнал в поли-

кристаллическом алюминии оказались неудачными, что объясняется сильным затуханием вихретоковых источников на границах зёрен.

Таким образом, показаны возможности регистрации широкополосных ОА импульсов в диапазоне от 0,5 до 200 МГц, который сопоставим с диапазоном измерений оптических методов и значительно превосходит рабочую полосу частот традиционных ультразвуковых преобразователей. При этом, ЭМА преобразователь является простым и дешёвым решением, потенциально позволяющим получить информацию о упругих, магнитных и структурных свойствах металлов.

Список литературы

- Pelivanov, I. NDT of fiber-reinforced composites with a new fiber-optic pump-probe laserultrasound system / T. Buma, J. Xia, C.-W. Wei, M. O'Donnell // Photoacoustics – 2014. – Vol. 2, N2. – P. 63-74.
- Wang, L.V. Photoacoustic tomography: in vivo imaging from organelles to organs / L.V. Wang, S. Hu // Science – 2012. –Vol. 335. –P. 1458-1462.
- 3. Dynamic real time and non-contact grain size measurement; http://tecnar.com/index.php/lumet
- Kozhushko, V.V. Detection of laser-induced nanosecond ultrasonic pulses in metals using a pancake coil and a piezoelectric sensor / V. V. Kozhushko, H. Krenn // T-UFFC IEEE – 2012. –Vol. 59, N 6. – P. 1233-1238.
- 5. Гусев, В.Э. Лазерная оптоакустика/ В.Э. Гусев, А.А. Карабутов М.: Наука, 1991. 304 с.
- 6. Физические величины: Справочник / под ред. Григорьева И.С.–М.:Энергоатомиздат, 1991.
- Hirao, M. EMATs for science and industry: noncontacting ultrasonic measurements / M. Hirao, H. Ogi, Boston: Kluwer Academic Publisher, 2003. 372 p.

ПРОЦЕСС ПРОШИВКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМИ ПОТОКАМИ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ

¹Марукович Е.И., ²Ушеренко Ю.С., ³Ушеренко С.М., ⁴Шарифзянов В.Г.

¹Институт металлов НАН Беларуси, г.Могилев, Беларусь, info@itm.by, ²Филиал БНТУ «ИПК и ПК», г. Минск, Беларусь, osher_yu@mail.ru; ³БНТУ, г. Минск, Беларусь usherenko@gmail.com, ⁴ООО «Ростверк», г. Ижевск, Россия, yep777@gmail.com

Качественным отличием физики процесса сверхглубокого проникания (СГП) от классического удара является то, что наблюдаемые в нем аномалии переноса массы и энергии и реализуются в «закрытой системе». Кумулятивные энергетические процессы в закрытой системе приводят к тому, что скорость выведения вещества всегда меньше, чем скорость отвода энергии из закрытых зон. Только динамический массоперенос ударными волнами (сотни – тысячи метров в секунду) и электромагнитное излучение из зоны захлопывания могут влиять на параметры процесса сверхглубокого проникания в режиме реального времени.

Введение. Разработка новых технологий, как правило, происходит на базе информации о новых физико-химических эффектах. Для этого требуется создание наглядной картины рассматриваемых эффектов и технологических операций. Необходимо понимание необычных причинно-следственных связей при управлении этими эффектами. Поскольку процесс сверхглубокого проникания стал известен относительно недавно, то на его основе можно рассмотреть вышесказанные утверждения [1].

Ярким отличием процесса сверхглубокого проникания от классического удара являются необычные относительные глубины проникания, которые достигают 100 - 10000 калибров. Такие результаты предполагают эффект интенсивного подвода дополнительной энергии к движущейся частице пыли (порошка). Это значит, что скорость подвода энергии к ударнику выше, чем скорость движения по траектории собственно частицы.

Соотношение скоростей подвода и отвода энергии в закрытой системе предопределяет достигаемую плотность энергии в единичном объеме.

Наличие значительного градиента плотности позволяет управлять процессом динамического массопереноса в автомодельном режиме. Перепад плотности по объему металлического твердого тела позволяет пропускать или отражать ударные волны. За счет фокусировки ударных волн формируются зоны высокого и сверхвысокого давления. В процессе сверхглубокого проникания происходит размывание вводимого вещества по стенкам формируемого ударником канального элемента. При схлопывании каналов со скоростями ~ 1000 м/с происходит взаимодействие между вводимым и матричным материалом, т.е. реализуется динамический массоперенос.

.В варианте фокусировки высокого и сверхвысокого давления на поверхности канальной полости или поры происходит их захлопывание. Вариант захлопывания в точку под действием высокого давления предполагает возможность достижения плотности энергии ≥10¹⁵ Дж/м³. В процессе сверхглубокого проникания миллионы порошковых частиц движутся в объеме металлического тела. Позади ударника в квазижидкой плазме формируется полость, которая захлопывается под действием фонового давления. При этом разрушается кристаллическая решетка матрицы, а вещество переходит из твердого состояния в плотную плазму. Таким образом, может быть реализован автомодельный процесс инерционного термоядерного синтеза. Экспериментальные исследования. В качестве металлической матрицы был использован технический алюминий (А7), а в качестве ударников – порошок карбида кремния. Использование технического алюминия в качестве преграды объясняется тем, что этот материал имеет низкий градиент плотности по объему. В процессе формируется относительно прямолинейный трек, а в зоне взрыва возникает высокое давление. Высокое давление в треке за ударником ускоряет его движение вдоль трека в плоскости шлифа (рис. 1).



Рис. 1. Взрывные структуры в канальной зоне при движении частицы SiC внутри объема технического алюминия при прошивки металлической матрицы.

Легирование волоконных структур происходит в процессе формирования канальных зон при прошивки алюминиевой матрицы. Ударник - SiC двигается в алюминиевой матрице. Материал ударника размазывается по внутренней поверхности канала и под действием фонового давления в матрице канальная полость захлопывается. Вдоль трека при слипании атомных ядер, где поперечный размер точки захлопывание не более 2-х размеров ядра может генерироваться дополнительная энергия в форме взрыва, что и наблюдается на рис.1. Этот экспериментальный результат объясняет скачкообразное увеличение глубины проникания пылевых сгустков по сравнению с глубиной проникания отдельного ударника в тысячи раз.

Исследования показали, что отвод дополнительно генерируемой энергии при сверхглубоком проникании может реализоваться в форме электромагнитного поля. Электромагнитное поле на первой стадии СГП формируется при движении частиц внутри твердого тела. Движение частиц происходит при трении с потерей массы, приводя к появлению на них зарядов. Движение множества заряженных частиц инициирует формирование поля. Пульсация зон внутри «солитонов» высокого давления приводит к пульсации плотной плазмы, а ударно-волновые процессы перемещают в металлах обобществленные электроны.

Эксперименты показали, что энергия электрического поля в зазоре между ускорителем и массопроводом в каждый период (Т=65 нс) составляет ≈ 13125 КДж. Кинетическая энергия удара сгустка пылевых частиц для запуска режима СГП составляла 150 КДж.

В результате действия управляющего электрического поля, генерируемого при СГП, движутся высокоэнергетические т.н. «галактические» ионы - меняют направление движения, ускоряются и тормозятся. До выхода из преграды (поворота) средняя скорость ионов составляет 19000 км/с, а после поворота и движении по окружности– 35000 км/с [2].
За счет интенсивного массопереноса, реализуемого в канальных зонах, меняется химический состав волокон. Как результат такой генерации дополнительной энергии алюминиевая матрица за доли секунды преобразуется в алюминиевый композиционный материал. Структура синтезируемого материала арматуры существенно отличается от исходной матрицы (рис. 2).



Рис. 2. Структура волоконного армирующего материала после СГП обработки алюминия

Заключение. Рассмотрев экспериментальные эффекты процесса сверхглубокого проникания можно сделать ряд основных выводов: армирующий материал состоит из двух составляющих. При этом первая высокоактивная составляющая структуры интенсивно удаляется при травлении шлифа и ее можно видеть как многочисленные поры. Генерация дополнительной энергии при СГП носит взрывной характер и происходит при схлопывании канала в точку.

Все эти особенности реализации сверхглубокого проникания позволяют использовать его в качестве эффективного инструмента для создания новых металлических композиционных материалов.

- Ушеренко С.М. Процесс сверхглубокого проникания/ С.М. Ушеренко, Ю.С.Ушеренко, Е.И. Марукович // Перспективные технологии : коллективная монография/ А.В. Алифанов [и др.]; под ред.В.В. Клубовича. – Витебск, 2011 – Гл. 19 – С. 442 – 481.
- 2. Ушеренко С.М. Энергия, генерируемая при проникании пылевых сгустков / С.М.Ушеренко, Е.И. Марукович, Ю.С. Ушеренко // Изобретатель. 2012. Т. 154, №10 С. 44-48.

РАЗРАБОТКА МЕТОДА ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ПОВЫШЕННОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОРАЗМЕРНЫХ КОМПОНЕНТОВ

Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А., Сосновский И.А.

Государственное научное учреждение «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси», Минск, Беларусь, АКТО13@mail.ru

Как показывает анализ источников [1–3] эффект упрочнения за счет увеличения центров кристаллизации и формирования стопоров дислокаций достигается при содержании нановключений оксидов, нитридов или карбидов, если их совокупная масса не превышает 0,5–1,5% от общей массы покрытий. Непосредственное введение в порошок и перемешивание таких наночастиц может не обеспечить их равномерное распределения в шихте изза эффекта механолегирования [4]. Учитывая относительно малую длительность процесса индукционной наплавки, это, в свою очередь, может также привести к неравномерному распределению нановключений в материале антифрикционного покрытия. Повышенное (свыше 1,5%) содержание нановключений в отдельных областях материала антифрикционных покрытий способствует формированию дефектной структуры, которая способствует, с одной стороны, появлению и скоплению дислокаций, а с другой, при циклически меняющихся повышенных механических нагрузках, – трещинообразованию. Таким образом, повышенное содержание нановключений в отдельных областях материала антифрикционного покрытия способствует его разупрочнению.

Снизить эффект механолегирования можно за счет введения в состав шихты раствора или суспензии, содержащей в полярном растворителе или полярной жидкости промежуточный продукт. При этом такой промежуточный продукт должен обеспечивать в результате химических превращений, в том числе в результате взаимодействия с окружающей средой (компонентами шихты, растворителя или жидкости, а также атмосферы) при температурах не выше температур наплавки, получение твердых, тугоплавких наночастиц. Наличие полярного растворителя в составе раствора или полярной жидкости в суспензии промежуточного продукта будет способствовать его относительно равномерному распределению в шихте при механическом смешивании. Всем этим требованиям удовлетворяет гидроксид алюминия γ -Al(OH)₃ который при температурах ниже температуры наплавки разлагается до наноразмерного тугоплавкого оксида алюминия, а также обладает невысокой стоимостью и легкодоступностью.

Предлагаемый способ нанесения антифрикционного покрытия включает предварительный нагрева детали до температуры 500 °C с изотермической выдержкой τ , при этой температуре протекает термическое разложение гидроксида алюминия γ -Al(OH)₃ в наноразмерный (рентгеноаморфный) оксид алюминия Al₂O₃ согласно следующей реакции: 2[Al(OH)₃] \rightarrow Al₂O₃ + 3H₂O.

При нагреве до температуры ниже 300 °C, из-за существования двух направлений фазовых превращений, в ходе термического разложения на воздухе не образуется рентгеноаморфный оксид алюминия Al_2O_3 . При температуре выше 500 °C уже не происходит процесс разложения, а начинается кристаллизация рентгеноаморфного оксида алюминия с образованием мелкокристаллической структуры.

Для определения времени необходимого на протекание реакции, была рассмотрена реакция разложения гидроксида алюминия. По закону Гесса был выполнен расчет суммарного тепловой эффекта, а также получена зависимость времени как функции зависящей от массы добавок вводимых в шихту, частоты тока установки ТВЧ, мощности нагревательного элемента установки ТВЧ и диаметра стальной втулки: $\tau = f(m, f, P, D)$. После использования несложных математических преобразований, получили уравнение:

$$\tau = \frac{21,244 \cdot m_c}{\eta_{\pi} \cdot P_{\Gamma}} \cdot \left(1 - \sqrt{\frac{7,92}{f \cdot D_2^2 \cdot 10^3}} \right), \tag{1}$$

где τ – время выдержки, с; m_c – масса гидроксида алюминия, г; η_{π} – КПД преобразователя частоты установки ТВЧ; P_{r} – мощность нагревательного элемента установки ТВЧ, кВт; f – частота тока установки ТВЧ, Гц; D_2 – наружный диаметр детали, м.

Уравнение (1) было получено после преобразования и подстановки постоянных величин и коэффициентов в уравнение (2), которое имеет вид:

$$\mathbf{r} = k \cdot m_c \frac{\left(\Delta H_{xp} / M_c + 0.35 \cdot L \cdot 10^{-3} + \Delta T \cdot c \cdot 10^{-6}\right) \cdot \left(D_2 - \sqrt{\frac{2\rho}{2\pi \cdot f \cdot \mu_0 \cdot \mu}}\right)}{\eta_{Tp} \cdot \eta_{\mu} \cdot \eta_{\Pi} \cdot P_{\Gamma} \cdot D_2}, \qquad (2)$$

где т – время выдержки, с; k – коэффициент учитывающий потери, $k = 1,3-1,5; m_c$ – масса гидроксида алюминия, г; ΔH_{xp} – суммарный тепловой эффект химической реакции, $\Delta H_{xp} = 641,3$ кДж/моль; M_c – молярная масса гидроксида алюминия, $M_c = 78$ г/моль; L – удельная теплота парообразования воды, L = 2256 кДж/кг; ΔT – изменение температуры, К; c – теплоемкость гидроксида алюминия, c = 87,248 Дж/кг·К; D_2 – наружный диаметр детали, м; ρ – удельное электрическое сопротивление материала стальной втулки, $\rho=0,5\cdot10^{-6}$ Ом·м; f – частота тока установки ТВЧ, Гц; μ_0 – магнитная проницаемость вакуума, $\mu_0=4\pi\cdot10^{-7}$ Гн/м; μ – относительная магнитная проницаемость, показывающая, во сколько раз проницаемость материала стальной втулки больше проницаемости вакуума, $\mu=16$; $\eta_{\rm Tp}$ – КПД трансформатора, $\eta_{\rm Tp}=0,85$; $\eta_{\rm u}$ – КПД индуктора, $\eta_{\rm u}=0,75$; $\eta_{\rm n}$ – КПД преобразователя частоты установки ТВЧ; $P_{\rm r}$ – мощность нагревательного элемента установки ТВЧ, кВт.

Для определения нужного количества гидроксида алюминия γ -Al(OH)₃ в составе шихты, были проведены исследования свойств покрытий с различным количеством добавок. В качестве основного материала шихты использовались порошки бронзы БрОФ 10-0,3 (ГОСТ 613) со сферической формой частиц средней дисперсности (63–125 мкм). Для введения в состав шихты гидроксида алюминия, ее смачивали водной суспензией содержащей тонкодисперсный гидроксид алюминия γ -Al(OH)₃. Затем осуществляли процесс центробежной индукционной наплавки антифрикционного покрытия, нагрев заготовки до температуры наплавки осуществлялся в две стадии.

На первой стадии производился нагрев заготовки до температуры 500 °C с последующей изотермической выдержка при этой температуре. В результате чего обеспечивались необходимые условия для протекания реакции термического разложения гидроксида алюминия Al(OH)₃ в наноразмерный оксид алюминия Al₂O₃ согласно химической реакции: $2Al(OH)_3(me.) \rightarrow Al_2O_3(me.) + 3H_2O(e.) \uparrow$. Продолжительность выдержки была определена из выражения (1).

На второй стадии осуществлялся нагрев втулки токами высокой частоты до температуры обеспечивающей наплавку шихты, для порошка оловянистой бронзы БрОФ 10-0,3 эта температура составляет 1100 °C, и изотермическую выдержку при этой температуре.

Для наплавленных покрытий определялась микротвердость и осуществлялась оценка их триботехнических характеристик. Относительная по массе величина добавки гидроксида алюминия в порошковую шихту варьировалась в пределах от 1 до 4%. Верхняя граница этого предела установлена на основании анализа работ [5-8], из которых следовало, что повышенное (свыше 5%) содержание наноразмерных модификаторов в расплавах может не способствовать улучшению триботехнических свойств антифрикционных покрытий. Результаты приведены в таблице 1.

Поморотоли	Относительное содержание γ-Al(OH) ₃ в шихте, %					
показатели	0	1	2	4		
Твердость, НВ	85	88	91	95		
Микротвердость, МПа	820	845	870	910		
Коэффициент трения	0,21	0,2	0,17	0,15		
Износ, мгм/км	6,3	5,9	5,5	5,0		

Таблица 1. Механические и триботехнические свойства покрытий

Таким образом, содержание в шихте гидроксида алюминия γ -Al(OH)₃ менее 2% не дало существенного изменения механических и триботехнических свойств покрытия, а содержание в шихте гидроксида алюминия γ -Al(OH)₃ равное 4% увеличило показатели твердости и микротвердости на 11%, уменьшило износ на 20% и коэффициет трения на 28%.

Время изотермической выдержки ограничивается временем необходимым для завершения реакции термического разложения гидроксида алюминия и удаления конституционной воды. При увеличении времени выдержки увеличивается время термического воздействия на материал покрытия, что влечет дополнительные затраты средств. При уменьшении времени выдержки реакция разложения не сможет пройти до конца, в результате чего получится дефектная структура покрытия.

- 1. Чалмерс, Б. Теория затвердевания [Текст] / Б. Чалмерс. М.: Металлургия, 1968. 288 с.
- 2. Новиков, И.И. Дефекты кристаллического строения металлов [Текст] / И.И. Новиков. М.: Металлургия, 1975. 208 с.
- 3. Черепанов, А.Н. Применение ультрадисперсных порошков для улучшения свойств металлов и сплавов [Текст] / А.Н. Черепанов [и др.] // Материаловедение № 10 2000. С. 45-53.
- 4. Калинина, А.П. Структурообразование при охлаждении жидких металлов, содержащих ультрадиснерсные частицы [Текст] / А.П. Калинина. Новосибирск: НГУ, 1999. 105 с.
- 5. Пенкин, Н.С. Основы трибологии и триботехники [Текст] / Н.С. Пенкин, А.Н. Пенкин, В.М. Сербин. М.: Машиностроение, 2008. 206 с.
- 6. Мышкин, Н.К. Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии [Текст] / Н.К. Мышкин, М.И.Петроковец. М.: Физматлит, 2007. 386 с.
- Гриб, В.В. Лабораторные испытания материалов на трение и износ [Текст] / В.В. Гриб, Г.Е. Лазарев. – М: Наука, 1968. – 141 с.
- Федорченко, И.М. Спеченные композиционные материалы [Текст] / И.М. Федорченко, Л.И. Пугина. – Киев: Наук, думка, 1980. – 404 с.

ДЕФОРМАЦИОННО–СИЛОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ, РАБОТАЮЩИХ НА ЭФФЕКТЕ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Вьюненко Ю.Н.

ООО «Оптимикст Лтд» vjunenko@smel.math.spbu.ru

Изучение работы ШеРов [1] выявило значительные преимущества использования эффекта памяти формы в технологии получения слоистых конструкций. В 1,5–2 раза сократилось время изготовления единицы продукции. Было увеличено в два раза количество единовременно загружаемых в печь изделий. Возможно, использование эффекта памяти формы (ЭПФ) и в других технологиях позволит повысить производительность производства и качество продукции. Но для этого необходимо тщательным образом исследовать особенности деформационно-силового поведения «металлических мышц», выполненных в виде кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ) [2], реализующих ЭПФ в работе ШеРов. В первую очередь, это касается немонотонности процессов формоизменения и способов управления деформационно-силовыми характеристиками КСПЭ.

Поскольку в технологических устройствах вести указанные исследования затруднительно, был сконструирован специальный динамометр ЛИНД [3]. Принципиальная схема устройства приведена на рис.1.



Рис.1. Принципиальная схема эксперимента

Два силовых элемента 1 установлены в параллельных плоскостях на одинаковом расстоянии от контртела 2, в качестве которого использована спиральная пружина. Для изготовления «металлических мышц» использовали проволоку сплава TiNi диаметром 2,5 мм. КСПЭ состоит из 4 витков диаметром 63 мм и деформируется за счет контртела как в низкотемпературном состоянии, так и за время охлаждения, когда материал проволоки находится в состоянии пластичности превращения. Сплав TiNi в исходном состоянии (до волочения) претерпевал обратное мартенситное превращение в температурном интервале от 60 до 80 °C. Степень силового воздействия на «металлические мышцы» регулируется расстояние между стопорными плоскостями 3 контртела. Моделируя технологическое использование силовых элементов, нагрев ЛИНДа производится в термостате. Изменение параметра d использовали в качестве индикатора деформационных процессов.

На рис.2*a* (кривая 1) показано изменение положения контрольной точки при нагреве ЛИНДа после активного деформирования пары КСПЭ при комнатной температуре. Начальная сила взаимодействия «металлических мышц» с контртелом составляла 490 Н. При достижении температуры 70 °С начинается процесс роста параметра *d*. Обусловлено это, видимо, снижением упругих характеристик TiNi в предпереходном состоянии. Нельзя

исключить также возможность развития деформационных процессов превращения, стимулируемых силовым воздействием контртела на материал силовых элементов. К 90 °С удлинение «металлических мышц» достигает 1,3 мм. Сила взаимодействия КСПЭ со спиральной пружиной уменьшается до 363 Н.



Рис.2. Температурные зависимости положения контрольной точки, являющейся индикатором формоизменения КСПЭ (*a*), и зависимость температуры термостата от времени при нагреве (δ)

Дальнейший нагрев до 135 °С привел в действие эффект памяти формы, и в процессе сжатия контртела параметр *d* уменьшился на 4,8 мм. Силовое взаимодействие пружины и «металлических мышц» достигло 833 H.

После охлаждения с результате термостатом В пластичности превращения в интервале температур прямого мартенситного превращения параметр *d* увеличился на 2,8 мм. Силовое взаимодействие с контртелом уменьшается до 216 Н. Меняя положение пластин 3, изображенных на рис.1, поднимаем уровень силового взаимодействия до 490 Н. При этом незначительно увеличивается значение d (на 0.2 мм).

Во время повторного нагрева (кривая 2 на рис.2а) мы наблюдаем в интервале температур 70–85 °С стабильность формы силовых элементов. Затем с ростом температуры и развитием деформационных процессов ЭПФ к 130 °С происходит

сокращение величины *d* на 5,2 мм. Сила взаимодействия «металлических мышц» и спиральной пружины приближается к 1000 Н. Работа, совершенная КСПЭ во время второго нагрева, превышает первый термоцикл более чем на 50%. Полученные результаты указывают на возможность существенного различия в механизмах реализации ЭПФ после активного деформирования материала и использования плапстичности превращения.

Деформация силовых элементов при температурах прямого мартенситного превращения оказалась не единственным способом избежать предпереходных процессов формоизменения, отраженных кривой 1 на рис.2*a*. Не наблюдался эффект удлинения «металлических мышц» и при ьыстром нагреве ЛИНДа. После помещения динамометра в печь, разогретую до 120 °C, после активной деформации КСПЭ при комнатной температуре отмечено развитие лишь деформационных процессов ЭПФ (кривая 1, рис.3*a*).

Выбор различных режимов нагрева ЛИНДа (рис. 36) приводит к значительному изменению величины предпереходного удлинения силовых элементов. При этом максимальный эффект (кривая 3, рис. 3*a*) требует выбора оптимального режима нагрева. Расчеты в рамках математической модели механизма остаточных напряжений [4] показали, что характер деформационных процессов, возможно, связан с шириной гетерофазной зоны материала. При помещении КСПЭ в разогретый термостат материал проволоки прогревается до температур превращения очень быфстро. Ширина гетерофазного слоя оказывается в несколько раз тоньше, чем при скорости нагрева поверхности 1–2 град/мин, и этот слой быстро продвигается к центру проволоки.



Рис.3. Временная зависимость деформационных явлений при нагреве «металлических мышц» (*a*) и температурно-временная зависимость четырех режимов нагрева термостата (б)

Таким образом, предпереходное состояние охватывает очень малый объем материала «металлических мышц», и деформационные процессы, приводящие к удлинению силовых элементов, не получают заметного развития

- 1. Вьюненко Ю.Н. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов // в сб. «Перспективные материалы и технологии», Витебск, Беларусь, 2011. – С. 182-184
- Вьюненко Ю.Н. Математическое моделирование деформационных процессов и опыт технологического применения ЭПФ - ФПСМ, 2010, - № 3. – С.28-31
- Ю.Н.Вьюненко. Исследование механических характеристик силовых элементов из материалов с ЭПФ// Вестник ТГУ, 2013. - Т.18, вып. 4. – С. 2023-2024
- 4. Вьюненко Ю.Н. Механизм эффекта памяти формы, обусловленный эволюцией поля остаточных напряжений. Материаловедение.№12, 2003, С. 2-6.

РАСЧЕТ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ПРОСТОМ И СЛОЖНОМ НАГРУЖЕНИИ ПОСРЕДСТВОМ МАКРОСКОПИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ

Волков А.Е, Михайлова С.В.

СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия volkov@math.spbu.ru

Разработана простая макроскопическая феноменологическая модель для расчета обратимой (обусловленной фазовым превращением) деформации сплава с памятью формы. Модель содержит две внутренние переменные – объемную долю мартенсита Φ и девиатор средней фазовой деформации Λ_{ij} . Обобщенные термодинамические силы F_{Φ} и $F_{\Lambda_{ij}}$, вызывающие изменения этих переменных рассчитываются как производные от потенциала Гиббса G

$$\begin{split} F_{\Phi} &= -\frac{\partial G}{\partial \Phi} = \frac{q_0}{T_0} (T - T_0) + I \sigma_{kk} + de \nu \sigma_{ij} \Lambda_{ij} - \frac{\partial G^{mix}}{\partial \Phi} ,\\ F_{\Lambda_{ij}} &= -\frac{1}{k\Phi} \frac{\partial G}{\partial \Lambda_{ij}} = \frac{1}{k} \Big(de \nu \sigma_{ij} - \frac{1}{\Phi} \frac{\partial G^{mix}}{\partial \Lambda_{ij}} \Big), \end{split}$$

где T – температура, σ_{ij} , dev σ_{ij} – тензор и девиатор напряжения, T_0 – температура термодинамического равновесия фаз, q_0 , – скрытая теплота превращения, I – объемный эффект превращения, k – константа материала, G^{mix} – часть потенциала Гиббса, задающая энергию взаимодействия фаз. Для этой энергии предложено выражение:

$$G^{\text{mix}} = \frac{1}{2} a \left(\Phi^2 + b \Phi \frac{\Gamma_A^2 \Gamma_D^{2\alpha}}{\left(\Gamma_D^2 - \Gamma_A^2\right)^{\alpha}} \right).$$

Любое преобразование аустенита в мартенсит или/и переориентация мартенсита рассматривается как перемещение в пространстве внутренних переменных. Предполагается, что приращения переменных Φ и Λ_{ij} пропорциональны силам F_{Φ} и $F_{\Lambda_{ij}}$, а условием превращения является равенство

$$\sqrt{F_{\Phi}^2 + \|F_A\|^2} = F^{\mathrm{fr}},$$

где *F*^{fr} – константа материала, имеющая смысл силы сопротивления, действие которой аналогично действию силы трения. Его расчет производится на основе единого условия, сформулированного в терминах обобщенных термодинамических сил.

Значения констант F^{fr} и *а* определяются по характеристическим температурам превращения, константы k – по значению фазового предела текучести материала в мартенситном состоянии.

Результаты расчета показывают, что для нагружения в условиях одноосного растяжения предлагаемая модель качественно правильно описывает все основные деформационные эффекты: активное деформирование в аустенитном и мартенситном состояниях, эффекты пластичности превращения и памяти формы, эффект генерации напряжения. Выполнено моделирование деформации при нагружении по различным траекториям в пространстве напряжений, показанным на рис. 1*а* и при последующем нагреве. Траектория возврата деформации (участок 3) представляет собой прямую линию, что находится в соответствии с известными экспериментальными данными [1].



Рис. 1. Траектории нагружения в пространстве напряжений (1-2 и 1'-2') в мартенситном состоянии, нагрев (3 и 3') (*a*) и соответствующие им траектории в пространстве деформаций (δ).

Траектория деформирования материала в псевдоупругом состоянии, соответствующая нагружению по замкнутой траектории (рис.2*a*), показана на рис.2*б*.



Рис. 2. Траектории нагружения в псевдоупругом состоянии в пространстве напряжений (*a*, 1–2–3–4) и соответствующая траектория в пространстве деформаций (*б*).

Данная траектория качественно соответствует экспериментально наблюдаемой траектории, полученной в работе [2]. В частности, на участке 2 в процессе увеличения касательного напряжения происходит одновременный рост как сдвиговой, так и осевой деформации. Аналогичный характер одновременного изменения обеих компонент деформации при изменении только нормального напряжения имеет место на участке 3.

- 1. Беляев С.П., Каменцева З.П., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Тошпулатов Ч.Х. Эффект памяти формы при сложном нагружении. Проблемы прочности, 1987, №6. С. 81–84
- 2. Sittner P., Hara Y., Tokuda M. Experimental study on the thermoelastic martensitic transformation in shape memory alloy polycrystal induced by combined external forces. Metallurgical and Material Transactions A, vol. 26A (1995), 2923–2935.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОЕМКОСТНЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ, ЗАПОЛНЕННЫХ АНИЗОТРОПНЫМ МАТЕРИАЛОМ

Джежора А.А., Рубаник В.В.

УО «Витебский государственный технологический университет», *ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси» jezhora@mail.ru

Задача расчета электрических полей МЭНИК (рис. 1), заполненных анизотропным материалом, решалась с помощью метода изотропизирующего преобразования координат [1]. В случаях, когда оси координат совпадают с осями анизотропии материала, коэффициенты отражений и пропускания заменялись на аналогичные коэффициенты для изотропной среды с учетом, того, что диэлектрическая проницаемость материала $\varepsilon_2 = \sqrt{\varepsilon_{2x}\varepsilon_{2z}}$. Претерпевали изменения и межэлектродные расстояния h, и толщина электродов d, для анизотропной среды:

$$h_1 = h_1 \sqrt{\frac{\varepsilon_{2x}}{\varepsilon_{2z}}}, \ d_1 = d_1 \sqrt{\frac{\varepsilon_{2x}}{\varepsilon_{2z}}}.$$

В дальнейшем численные расчеты аналогичны расчетам, выполненным в работе [2].



Рис.1. Сечения датчиков МЭНИК: *а* – МЭНИК с охранным электродом; *б* – МЭНИК без охранного электрода

Значения отдельных констант ε_{2x} , ε_{2y} и ε_{2z} для большинства анизотропных материалов различаются незначительно. Поэтому погрешности, обусловленные неплотным прижатием электродов к контролируемой поверхности, погрешности за счет краевого эффекта на торцах электродов, где поле не является плоскопараллельным, могут привести не только к количественным, но и к качественным имениям в представлении об анизотропии контролируемого материала. В этой связи возникает необходимость в оценке анизотропии без перестановки ЗСНИК. Решение этой задачи связано с конструированием дифференциальных ЗСНИК, обеспечивающих создание полей преимущественно вдоль осей анизотропии материала в плоскости ZOX и в плоскости ZOY [3]. В случае разности высокая чувствительность измерительного устройства может быть достигнута в результате применения дифференциального способа измерения. Выбор дифференциального способа измерения, связан с тем, что на торцах датчиков поле ориентировано во всех направлениям и емкость, вносимая торцами, является интегральной характеристикой анизотропного матери-

ала. Устранить это вклад возможно только за счет применения разностного сигнала. Отношение сигналов не позволяет устранить эту погрешности.

В случае определения значений констант тензора диэлектрической проницаемости для устранения погрешностей за счет краевого эффекта, необходимо использовать два ЭП с различной длиной, но с одинаковой конфигурацией электродов на торцах. Разность емкостей преобразователей, измеренных для различных длин электродов L_1 и L_2 , отражает погонную емкость на длину электродов без учета краевых эффектов на торцах [4].



Рис. 2. Расчетная картина зависимости относительной разности емкостей, от относительного зазора dr/h



Рис. 3. Влияние толщины подложки на межэлектродную емкость ЭП в зависимости от межэлектродного зазора *dr/h*

На рис. 2 представлены расчетные зависимости разности нормированных емкостей C_x / C_0 и C_v / C_0 , для pacсматриваемых дифференциальных ЗСНИК и НИК, обеспечивающих создание полей вдоль осей анизотропии материала. Здесь Со- емкость ЭП в воздухе. Силовые линии поля первого датчика замкнуто в плоскости ZOX, второго в плоскости ZOY. Значения диэлектрической проницаемости материала в направлении оси $\varepsilon_x = 1,9$ в перпендикулярных направлениях $\varepsilon_v = \varepsilon_z$ =1,2. Наличие максимума у кривых зависимости относительной разности емкостей, дифференциальных ЭП от относительного зазора dr/h ($dr = r_1 - r_0$) говорит о том, что зазор dr должен находиться в интервале 0,66h ÷1,33h. Падение чувствительности к анизотропии для малых зазоров dr вызвано уменьшением доли горизонтальной составляющей напряженности поля. Поля в большей степени замыкается на экраны, выпучивая силовые линии, что и уменьшает чувствительность ЭП к анизотропии.

Для ЭП, выполненных на сравнительно тонких подложках $b \approx dr$ (верхние кривые рис. 2), чувствительность к анизотропии выше, чем для ЭП на толстых подложках. Однако, малые значения емкостей ЭП сводят на нет это преимущество. На рис. 3 представлены те изменения, в межэлектродных емкостях ЗСНИК и ЭНИК, которые наблюдаются по мере уменьшения межэлектродного зазора dr.

По мере эксплуатации ЭП электроды истираются. Уменьшение толщины электродов приводит к падению чувствительности к анизотропии диэлектрических свойств материала. Падение относительной разности емкостей, создающих поля вдоль осей анизотропии, составляет 0,5 % при уменьшении толщины электродов от 35 µм до 5 µм. При увеличении размера $h \rightarrow \infty$ относительные разности $(C_y - C_x)/C_0$ стремятся к значениям относительных разностей емкостей многосекционных накладных измерительных конденсаторов. Они не зависит от размера h (толщины контролируемого материала). Таким образом, наиболее оптимальной толщиной подложки b электроемкостных преобразователей следует считать размер соизмеримый с толщиной контролируемого материала h.

Список литературы

- 1. Нетушил, А.В. Электромагнитные поля в анизотропных средах / А.В. Нетушил // Изв. вузов. Электромеханика. 1962. № 5. С. 475–489
- 2. Джежора, А. А. Принципы проектирования накладных измерительных конденсаторов в присутствии заземленной плоскости /А.А. Джежора [и др.] // Приборы и методы измерений. – 2011. – № 2(3). – С. 106-112.
- 3. D. Styra, S.V. Augutis, A. Dumcius, S. Jacenas Non-destructive Methods For Composite Materials Anisotropy Evaluation/ Styra D., Augutis S.V., Dumcius A., Jacenas S.// Department of Electronics and Measurement Systems.Kaunas University of Technology, Kaunas (Lithuania).
- Dzhezhora A.A. The Edge Effect on the Electrode Faces upon Testing of Orthotropic Media/ A.A. Dzhezhora A.M. Naumenko//Russian Jornal of Nondestructive Testing, 2014, Vol.50, №3, pp. 50-56.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГО-СИЛОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОЛОРЕКТАЛЬНОГО TINI СТЕНТА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Рубаник В.В. ^{1,2}, Денисенко В.Л.³, Рубаник мл. В.В. ^{1,2}, Легкоступов С.А.^{1,2}, Бухтаревич С.П.³, Дородейко В.Г.⁴

¹ Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь ² ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь ³ УЗ «Витебский областной клинический специализированный центр», г. Витебск, Беларусь ⁴ Медицинское предприятие «Симург», г. Витебск, Беларусь

Наука и медицина тесно связаны между собой и обуславливают развитие друг друга. Свидетельством этого является большое количество весьма успешных совместных разработок. Одной из таких является стентирование различных органов. Стент — упругая металлическая конструкция в форме цилиндрического каркаса, которая помещается в просвет полых органов и обеспечивает расширение участка, суженного патологическим процессом.

Повсеместное использование саморасширяющихся стентов из сплава с эффектом памяти формы (ЭПФ) обусловлено их малотравматичностью, эффективностью ликвидации острой непроходимости полого органа.

В совместной лаборатории перспективных материалов и технологий ИТА НАН Беларуси и Витебского государственного технологического университета, со специалистами Витебского областного клинического специализированного центра разработан колоректальный стент на основе TiNi сплава для лечения злокачественных новообразований толстого кишечника и прямой кишки с целью восстановления проходимости стенозированного органа [1]. В качестве материала для изготовления стентов использовали проволоку медицинского никелида титана Ti-55,77 вес.% Ni фирмы ЗАО «ПЦ МАТЭКС» (г. Москва) марки TH1 диаметром 0,35 мм с температурой окончания обратного фазового перехода A_{κ} = 18°C. Стент представляет собой плетеную конструкцию в виде цилиндрического каркаса с расширяющимися чашеобразными окончаниями. Диаметр стента составляет 30 мм – рабочая часть и 36 мм – окончания стента, длина стента 135 мм, размер ячейки 4 мм. Устройство доставки имеет рабочую длину 700 мм (рис.1).



Рис. 1. Внешний вид колоректального TiNi стента и устройства доставки

Плетение осуществляли путем навивки проволоки на специальную оснастку с последующей термической обработкой в среде инертного газа и химической полировкой [2]. После этого осуществляли контроль качества поверхности стента и функциональных свойств.

Исследование упруго-силовых характеристик колоректального стента проводили на разрывной машине ИП 5158-5 при различных условиях деформации: поперечное и продольное сжатие, трехточечный изгиб при температурах 18°C и 25°C – интервал температур заправки стента в систему доставки; 36°C и 42°C – интервал температур, когда стент находится внутри человеческого тела.

Единых стандартов для испытаний стентов на сегодняшний день не существует и каждый производитель испытывает изготавливаемую продукцию по собственной методике[3]. В основе большинства методик испытаний стентов лежит измерение их упругосиловых характеристик при различных схемах деформирования и разных температурах. В нашем случае при исследовании поперечного и продольного сжатия стент подвергался сжатию от исходного состояния на 50%. Результаты испытаний и диаграммы упругосиловых характеристик колоректального стента при данных деформациях представлены на рисунках 2,3. Погрешность измерений составляла $\pm 0,1$ Н.

При испытании на трехточечный изгиб стент помещался между тремя опорными элементами, после чего центральный опорный элемент смещали на 30мм, как это показано на рисунке 4, и в таком положении измеряли усилие развиваемое стентом. Полученные значения представлены на диаграмме (рис. 4). Погрешность измерений составляла ± 0,1H.



Рис. 2. Схема поперечного сжатия и диаграмма упруго-силовых характеристик стента



Рис. 3. Схема продольного сжатия и диаграмма упруго-силовых характеристик стента



Рис. 4. Схема трехточечного изгиба и диаграмма упруго-силовых характеристик стента

В результате проведенных испытаний получены следующие максимальные значения усилий:

- при температурах заправки стента в систему доставки – 3,8Н,

- при температурах человеческого тела – 6,4Н.

Увеличение усилия с увеличением температуры связано с переходом материала в аустенитное состояние, в котором колоректальный стент за счет эффекта сверхупругости обеспечивает стабильность формы и восстанавливает участок, суженный патологическим процессом.

Работа выполнена благодаря финансовой поддержке в рамках подпрограммы «Материалы в технике», задание № 4.1.08.

- 1. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Легкоступов С.А., Денисенко В.Л., Бухторевич С.П., Шкуднов А.А., Скудский М.М., Непомнящая В.В. Колоректальный ТіNi стент. 2014г. 143-145с.– Витебск; Международная конференция «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы». Выпущено издательским отделом ЦИТ ВГТУ. Свидетельство о государственной регистрации №1/172 от 12.02.2014.
- 2. Стент: пат. 2089131 Росс. Федерация, A61F2/06, A61F2/01/ С.А.Пульнев, А.В. Карев, С.В. Щукин; № 93058166/14; заявл. 28.12.93; опубл. 10.09.1997.
- 3. Mechanical properties of nitinol stents and stent-grafts. Gore & Associates, Inc. [Электронный ресурс]. Режим доступа:http://www.goremedical.com/resources/dam/assets. Дата доступа: 02.04.2015.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТРУБЧАТЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ ТКАНИ ДЛЯ ПРОТЕЗОВ КРОВЕНОСНЫХ СОСУДОВ

¹Башметов В.С., ²Пронько Е.В., ^{1,3}Рубаник В.В., ²Минченя В.Т. ^{1,3}Рубаник В.В. мл.

¹ УО «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, Беларусь ² Технопарк «Политехник» УО БНТУ, г. Минск, Беларусь ³ ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь

Протез является изделием, которое имплантируется пожизненно и предназначено для замещения, обходного или межсосудистого шунтирования кровеносных сосудов, а также для обеспечения длительно функционирующего сосудистого доступа при подключении экстракорпорального устройств.

Цель данной работы – разработка технологического процесса создания дизайна конструкции материала протеза кровеносных сосудов. При создании ткани протезов кровеносных сосудов необходимо обеспечить: высокую биомеханическую совместимость, эластичность, устойчивость к изгибу и скручиванию, а также внешнему сдавливанию в неблагоприятных анатомических условиях; проницаемость на уровне не ниже зарубежных аналогов.

Разработанная технология предназначена для автоматизированного производства трубчатых изделий на жаккардовом ткацком станке немецкой фирмы Mageba из монофиломентых полиэфирных нитей PES dtex 33 f 16 Z 200 glz T 712.

При разработке технологии мы учитывали, что каждая ткань состоит из двух взаимно переплетающихся систем нитей – основных и уточных. Основные нити располагаются вдоль ткани, уточные – поперек. Чтобы из основных и уточных нитей получить ткань, их нужно переплести. Для этого на ткацком станке часть нитей основы поднимается, а оставшиеся нити – опускаются, и в образовавшийся таким образом зев прокладывается уточная нить. Перед следующей прокидкой уточины поднимают другие нити. Основа и уток переплетаются, образуя ткань.

Построение заправочного рисунка

Для того чтобы воспроизвести какой-либо вид переплетения ткани, получить на ее поверхности определенный рисунок, создается заправочный рисунок.

Заправочный рисунок – это условная технологическая графическая схема, в соответствии с которой производится заправка ткацкого станка. Заправочный рисунок состоит из нескольких элементов

- рисунок переплетения ткани
- схема проборки нитей основы в бердо
- порядок проборки нитей основы в ремиз или аркат
- рисунок картона (порядок подъема ремизок либо аката).

Нити основы на заправочном рисунке располагаются вертикально, а нити утка - горизонтально (показываются только на рисунке переплетения). Раппорт переплетения основных нитей Ro считается слева направо, уточных Ry - снизу вверх соответственно очередности их прохождения в ткани. Счет ремизок основан на практике текстильных предприятий снизу вверх (первая ремизка самая близкая к берду).

Законченная часть рисунка переплетения нитей основы с нитями утка (после чего идет повторение) называется раппортом переплетения, или раппортом ткани и состоит из раппорта по основе Ro и раппорта по утку Ry.

Существует три способа изображения заправочного рисунка: канвовый, линейный и комбинированный. Наибольшее распространение получил канвовый способ изображения заправочного рисунка (рис. 1). Им мы и будем пользоваться. Для построения двухслойного жаккардового ткацкого переплетения стент графта использовали мешочное и полотняное переплетения. Мешочное переплетение позволяет из ткани формировать полость, а полотняное обеспечивает ткани низкую водопроницаемость.

									0
								0	
							0		
						0			
					0	-			
				0					
			•	v					
		_	U						
		0							
	0								
0									
					=	=	=	=	=
=	=	=	=	=					
x				x				x	
+		+	*	+		+	*	+	
		x				x			
+	*	+		+	*	+		+	*
x				x				x	
+		+	*	+		+	*	+	
		x				x			
+	*	+		+	*	+		+	*
x				x				x	
+		+	*	+		+	*	+	

Рис. 1. Двухслойное полое полотняное жаккардовое переплетение для стентграфта х – верхний уток и основа полотняного переплетения; * – нижний уток и основа полотняного переплетения; + – мешочное переплетение; = – заправка нитей основы в бердо; 0 – заправка нитей основы в галева арката.

Для построения переплетения протеза сосуда использовали также мешочное полотняное и сатиновое переплетения (рис. 2), с помощью программы 3D Weave разработанной немецкой фирмой EAT. В программе задается количество нитей основы, плотность нитей по утку и основе, диаметр протеза и ножек бифуркации, высоту веерообразного берда, количество слоев ткани (два слоя), переплетения первого слоя и второго слоя ткани.





Рис. 2. Схема переплетения нитей такни протеза кровеносного сосуда (*a*); вид готового изделия (б)

После создания рисунка полученная программа переносится в память жаккардовой головки ткацкого станка.

Для стентграфтов нами разработана технология получения трубчатой основы с изменением на любом участке высоты веерообразного берда от 2 см до 8 см в диаметре. Такая технология позволяет получать геометрические параметры протезов близкие к анатомическому строению сосуда человека.

В настоящее время изготовлены экспериментальные образцы протезов кровеносных сосудов с различными характеристиками, проведены испытания на водопроницаемость. На основе апробации экспериментальных образцов внесены необходимые корректировки в технологию переплетения.

Работа выполнена благодаря финансовой поддержке в рамках подпрограммы «Материалы в технике», задание № 4.1.08

PHASE COMPOSITION OF CERAMICS OBTAINED BY APPLYING ULTRASONIC VIBRATIONS

Bliznyuk L.A.¹, Petrochenko T.P.¹, Klimza A.A.¹, Basov N.A.¹, Rubanik V.V.^{2,3}, Shilin A.D.^{2,3}, Shilina M.V.⁴

¹SSPA "Scientific and Practical Materials Research Centre of NAS of Belarus", Minsk, Belarus

klimal@physics.by

²Vitebsk State Technological University, Vitebsk, Belarus ³Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus ⁴Vitebsk State University named after P.M. Masherov, Vitebsk, Belarus

Rapid development of electronics requires using materials of high quality. Research on the development of inorganic dielectrics with desired properties has become increasingly important. The important factor in process of obtaining material is the possibility of formation of a required crystal structure, in particular, using ultrasonic mechanoactivation.

 $BaAl_2Si_2O_8$ shows complex polymorphism and crystallizes in monoclinic, orthorhombic and hexagonal structures [1-3]. The physical properties of celsian depend on its crystal structure. For example, a compound with the monoclinic structure is thermodynamically stable in the temperature range of 20-1590°C, whereas the hexagonal phase of celsian is stable up to 1760°C [2].

Low thermal shock resistance that related to the structural transformation of the α - hexagonal modification into the β - hexagonal modification in the 280-320°C temperature range appears to be a drawback of hexacelsian [4].

Monoclinic form does not undergo polymorphic transformations and is characterized by high dielectric and mechanical properties.

The aim of this work is to study the influence of ultrasonic mechanoactivation on crystal structure of $BaAl_2Si_2O_8$.

BaAl₂Si₂O was obtained by using the oxides of BaCO₃, Al₂O₃, SiO₂ as the initial components in the ratio of 1:1:2. The synthesis was carried out in alundum crucibles in air by solid-state reaction at temperatures of 1300-1450°C, the time of synthesis was 2 h. The synthesized powders were wet-ground in ethanol. The coupling agent (e.g., PVA glue) was added to some parts of synthesized powder after which that then pressed at 100 MPa into pellets. The sintering was carried out at temperatures from 1440°C to 1520°C for 2 h in air atmosphere.

Another part of the powder was ultrasonically treated at normal atmospheric pressure for 0.5-1.5 h using ultrasonic generator UZG 1-1 of 1 kW power and magnitostrictive transducer PMS 1-1. Then the obtained material was pressed at 100 MPa into pellets and sintered at temperatures from 1250°C to 1350°C for 2 h in air atmosphere. The phase composition of the obtained material after processes of synthesis, ultrasonic mehanoactivation and sintering was determined by X-ray diffraction monochromatized CuK_{α} radiation in the angle range of 20-65°. Dielectric measurements of the samples were made at 100 kHz with an E7-8 bridge in the temperature range of 20-350°C. Open porosity was studied using the optical microscope Olympus GX 41. Processing of the experimental data was performed using the software Autoscan 2500 Studio.

According to X-ray diffraction studies ceramic of hexagonal BaAl₂Si₂O is obtained after synthesis (the presence of the monoclinic modification is recorded only against a background (Fig.1)).



Fig. 1. X-ray diffraction pattern of ceramic samples of BaAl₂Si₂O after synthesis.

The analysis of X-ray diffraction patterns shows that after sintering the crystal structure is similar to the initial for the samples obtained from the synthesized material without mechanoactivation (Fig.1).

It is found that the crystal structure of hexagonal modification was formed at synthesis temperatures of 1300–1450°C. For single-phase ceramic samples of hexagonal BaAl₂Si₂O the temperatures of synthesis and sintering must be 1450°C and 1500°C, respectively.

The study of the samples obtained after mechanoactivation (UVs grinding) and subsequent sintering shows that the influence of ultrasonic vibrations (UVs) for 0.5 h (Fig. 2*a*) leads to a monoclinic modification. The influence of UVs leads to the increase of crystal structure of the monoclinic modification (Fig. 2b)



Fig. 2. X-ray diffraction pattern of ceramic sample of hexagonal BaAl₂Si₂O after ultrasonic treatment and subsequent heat treatment: *a*) UVs treatment for 0.5 h; *b*) UVs treatment for 1h; c) UVs treatment for 1.5 h.

Further increase in ultrasonic exposure time for 1.5 h results in the formation of monoclinic crystal structure (Fig. 2c).



Fig. 3. Temperature dependencies of permittivity of the samples with different modifications of crystal structure: 1 – monoclinic, 2 – mixture of phases, 3 – hexagonal.

The temperature dependence of the dielectric constant of the samples with different modifications of crystal structure shows that in the temperature range from 20°C to 290°C the dielectric behavior does not depend on the modification of crystal structure.

Structural transformations of α - hexagonal into β hexagonal modifications for ceramic samples of BaAl₂Si₂O occurs in the temperature range of 280-320°C that is coherent with the results of DTA analysis [5], where the transition temperature is corresponded to 312°C. Monoclinic form has not polymorphic transformations. The phase transition for the two-phase samples is absent (Fig. 3).

The studies have shown that hexagonal $BaAl_2Si_2O$ is synthesized at temperatures of 1300 - 1450°C. Subsequent ultrasonic treatment of the synthesized $BaAl_2Si_2O$ stimulates polymorphic transformation, i.e. by selecting the ultrasonic treatment regime it is possible to obtain a material of the given modification of crystal structure. Thus, an increase in processing time of UVs up to 1.5 h leads to the formation of the monoclinic-phase structure.

It has been determined that the values of electrical parameters of the sample BaAl₂Si₂O do not depend on the modification of crystal structure. Ceramic materials have low porosity, high Q-factor and have dielectric parameters allowing using these materials for ceramic resonators, and other microwave devices.

References

- 1. Шабанова Г.Н., Цапко Н.С., Логвинков С.М., Проскурня Е.М., Мокрицкая В.К. //Вопросы химии и химической технологии. 2009. № 4. С.218-221.
- 2. Rief F., Kubel H.//Z. Naturforsch. B: Chem. Sci. 2007 . V.62b, № 12. P.1535-1542.
- 3. 3 Lin H.C., Foster W.R. //Am. Mineral. 1968. V. 53. P.134-144.
- Савчук Г.К., Петроченко Т.П., Климза А.А. Весці НАНБ, серыя фіз.-мат. навук. 2012, №3. С. 106 – 110.
- 5. Kremenovic A., Norby P., Dimitrijevic R. //Phase transitions. 2004. V.77, №11. P.955–987.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КЕРАМИКИ BaAl₂Si₂O₈

¹Близнюк Л.А., ¹Петроченко Т.П., ¹Каско В.И., ^{2,3}Рубаник В.В., ^{2,3}Шилин А.Д., ^{2,3}Рубаник В.В. мл., ⁴Шилина М.В.

¹ГНПО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», г. Минск, <u>luyda@physics.by</u>

²УО «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, ³ГНУ «ИТА НАН Беларуси», г. Витебск, ita@vitebsk.by

⁴УО «Витебский государственный университет им. П.М. Машерова»

Соединение $BaAl_2Si_2O_8$ может кристаллизоваться в моноклинной, гексагональной и орторомбической структурах [1–4], обладая различными физико-механическими свойствами [5,6]. Ранее проведенными исследованиями установлено [7], что ультразвуковая механоактивация синтезированного порошка $BaAl_2Si_2O_8$ стимулирует полиморфное превращение в получаемой керамике. Таким образом, подбирая режимы обработки ультразвуком можно получать материал заданной модификации кристаллической структуры. В связи с этим представляет интерес исследование микроструктуры механоактивированных порошков для получения керамики $BaAl_2Si_2O_8$ с целью определения оптимальных режимов ультразвуковой обработки.

Для получения соединения $BaAl_2Si_2O_8$ в качестве исходных компонентов использовались оксиды $BaCO_3$, Al_2O_3 , SiO_2 в соотношении 1:1:2. Синтез осуществлялся на воздухе в алундовых тиглях методом твердофазных реакций при температурах 1300–1450 °C, время синтеза составляло 2 ч. Синтезированные порошки подвергались мокрому помолу в среде этилового спирта.

Далее порошок синтезированного материала подвергалась ультразвуковой обработке (механоактивации) в течение 0,5-1,5 часа при нормальном атмосферном давлении в водной среде с использованием генератора ультразвуковых колебаний УЗГ 1-1, мощностью 1 кВт и магнитострикционного преобразователя ПМС 1-1.



Рис.1. Морфология поверхности исходного порошка BaAl₂Si₂O_{8.}

Изучалась морфология поверхности частиц порошка различных размеров. Морфология поверхности исходного порошка $BaAl_2Si_2O_8$ представлена на рис. 1. Крупные частицы размером порядка 50 мкм имеют, как правило, округлую форму, в то время как частицы размером порядка 20 мкм имеют удлиненную форму.

Обработка порошка $BaAl_2Si_2O_8$ ультразвуковыми колебаниями в течение 30 и 90 минут приводит к незначительному измельчению и к сглаживанию острых краев частиц (рис. 2,3).



Рис.2. Морфология поверхности порошка BaAl₂Si₂O₈ после УЗ-обработки в течение 30 минут



Рис. 3. Морфология поверхности порошка BaAl₂Si₂O₈ после УЗ-обработки в течение 90 минут

Воздействие ультразвуковых колебаний на порошок $BaAl_2Si_2O_8$ в течение 120, в кювете с фокусировкой, вызывает дробление частиц порошка, увеличивает рельеф их поверхности и, соответственно, увеличивает удельную поверхность, что увеличивает реакционную способность порошка при синтезе керамики. В результате ультразвуковой механоактивации образуются агломераты и конгломераты сложной формы (рис.4).



Рис. 4. Микроструктура порошка состава BaAl₂Si₂O₈ после обработки в течение 120 минут в водной среде

Таким образом, установлено, что причиной изменения кристаллической структуры керамики состава $BaAl_2Si_2O_8$ является воздействие ультразвуковых колебаний на исходный, прошедший предварительный синтез порошок, которые приводят к измельчению частиц и их механоактивации. Подбирая режимы механоактивации исходного состава можно получать керамику, имеющую различные физико-механические свойства.

Работа выполнена в рамках проекта ГПНИ «Функциональные и композиционные материалы, наноматериалы» подпрограмма «Новые высокоэффективные технологии и оборудование для получения и обработки материалов с использованием концентрированных потоков энергии» («Высокоэнергетические технологии»).

- 1. Шабанова Г.Н., Цапко Н.С., Логвинков С.М., Проскурня Е.М., Мокрицкая В.К. //Вопросы химии и химической технологии. 2009. № 4. С.218-221.
- Chiari G., Gazzoni G., Craig J.R., Gibbs G.V., Louisnathan S.J.//American Mineralogist. 1985. Vol. 70. P.969-974.
- 3. Smith J.V. //Acta Cryst. 1953. №6. P. 613-620.
- 4. Rief F., Kubel H.//Z. Naturforsch. B: Chem. Sci. 2007 . V.62b, № 12. P.1535-1542.
- 5. Lin H.C., Foster W.R. //Am. Mineral. 1968. V. 53. P.134-144.
- Савчук Г.К., Петроченко Т.П., Климза А.А. Весці НАНБ, серыя фіз.-мат. навук. 2012, №3. С. 106 – 110.
- Близнюк Л.А., Петроченко Т.П., Каско В.Н., Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В.(мл.). Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии». Сборник статей. 29 мая – 1 июня 2013. Витебск 2013. С. 136-138

ВЛИЯНИЕ НАНОМОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАТИВНОСТЬ ПОЛИМЕРНЫХ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шашура Л.И, Кравцевич А.В., Ровба И.А., Свириденок А.И.

Гродненский филиал НИЦПР ИТМО им. А.В. Лыкова НАН Беларуси, г.Гродно, Республика Беларусь, resource@mail.grodno.by

Введение

Полимерные листовые материалы широко применяются в различных отраслях белорусской промышленности: химической, машиностроении, строительстве, медицине, приборостроении и др. Их производят из поликарбонатов, поливинилхлоридов, полистиролов, полиолефинов и других полимеров, многие из которых импортируются. Поэтому важной научной проблемой является разработка отечественных импортозамещающих составов и технологий изготовления материалов.

Химическая промышленность Беларуси производит в год более 500 000 тонн полимеров, в том числе, полиамидов, полиэтиленов и полиэфиров. Для получения листовых материалов, как правило, используют полиэтилены, производимые заводом «Полимир» (г. Новополоцк). Оптимизация механических свойств данных материалов позволит расширить области их применения в качестве листовых изделий.

В настоящей работе рассмотрены возможности улучшения свойств отечественного вторичного полиэтилена высокого давления (ПЭВД марки A1) за счет его модифицирования наноглиной [1–2].

Методика подготовки и исследования образцов

Для решения этой задачи были использованы промышленно производимые наночастицы монтмориллонита (MMT) с удельной поверхностью 65,2 м²/г в комбинации с МАН. Наномодифицирование листовых материалов осуществляли следующим образом. На первом этапе получали гранулированный наноконцентрат ПЭВД, содержащий 15 масс.% ММТ и 5 масс.% МАН методом смешения в расплаве в двухшнековом экструдере. В качестве полимера-носителя использовали полиэтилен с низкой вязкостью расплава марки 12203-250. Аналогичным образом были получены контрольные образцы концентратов чистых ММТ и МАН.

На втором этапе на листовальной линии МКЮЖ. ЛЛ.575.00.00.000 РЭ (рис. 1) были изготовлены следующие образцы листовых материалов:

- ПЭВД вторичный (контроль),
- смесь вторичного ПЭВД и ПЭВД марки 12203-280 в соотношении, соответствующем их пропорции в композите с 3%-содержанием ММТ,
- ПЭВД с 3%- ММТ,
- ПЭВД с 3%- ММТ и 1% МАН,
- ПЭВД с 1%- МАН.

Влияние наномодифицирования оценивали по изменению предела прочности при растяжении и относительной деформации. Из каждого варианта листового материала стандартным резаком были вырублены образцы в продольном и поперечном направлении ориентации вытяжки. Скорость движения активного зажима разрывной машины 100 мм/мин, расстояние между зажимами 50 мм.

Микротвердость по Виккерсу (HV) определяли при помощи микротвердомера ПМТ– 3М при нагрузке 80 г.



Рис. 1. Линия для изготовления листовых материалов из полимеров

Результаты исследований

Предел прочности определяли как отношение нагрузки в момент разрушения к площади первоначального поперечного сечения образца. Экспериментальные данные исследований представлены на рис. 2.



Рис. 2. *а* – предел прочности при растяжении; *б* – относительное удлинение образца при разрушении; *в* – микротвердость по Виккерсу.

Из рис. 2 следует, что наибольший предел прочности при растяжении был получен при модификации полиэтилена комплексом ММТ+МАН: в направлении ориентации вытяжки он повысился в 1,5 раза. Для образцов с поперечной ориентацией вытяжки предел прочности вырос на 23%. В случае использования ММТ и МАН по отдельности (образцы № 3 и № 5 соответственно) эффекта усиления полимера не выявлено. Вероятно, это свидетельствует о том, что сдвиговые усилия при экструзии, а затем и при формовании листового материала способствуют взаимодействию ММТ и МАН, приводя к расслоению наноглины.

Интересны результаты деформирования (рис. 2 б): в образцах, модифицированных комплексом ММТ-МАН, произошло почти трехкратное снижение относительного удлинения при растяжении по сравнению с контрольными образцами.

С деформационно-прочностными свойствами согласуются и изменения микротвердости – ее наибольшее значение, которое превышает исходные в 1,5 раза, получено для комплексно модифицированных (ММТ+МАН) образцов на основе ПЭВД (рис. 2 в).

Выполнены измерения краевого угла смачивания (КУС) дистиллированной водой поверхностей полимерных композитов на основе ПЭВД по методу сидячей капли. Снимки профилей капель, помещенных на поверхность образцов, получали с помощью горизонтального микроскопа МБС-10, оснащенного цифровой видеокамерой (рис. 3) производили с помощью программы nanoImages. Результаты измерений приведены в таблице 1.





Рис. 3. Фотоснимки профилей капель воды на поверхности образцов: *а*) ПЭВД втор; *б*) ПЭВД + 3% ММТ+МАН

Таблица	1	. Краевые угль	і смачивания	композиционных	образцов
---------	---	----------------	--------------	----------------	----------

Образец	ПЭВД втор	ПЭВД вт+ ПЭВД перв;	ПЭВД +3% ММТ;	ПЭВД + 3% MMT+1% MAH	ПЭВД + 1% МАН
КУС, град.	72	72	76	89	84

Введение рассмотренных модификаторов в состав ПЭВД увеличивает гидрофобность поверхности. Причем максимальные значения КУС (до 89°) у композитов на основе ПЭВД достигаются при совместном использовании модификатора МАН и наполнителя ММТ.

Выводы

Получены композиционные листовые материалы на основе вторичного ПЭВД и ММТ с улучшенными механическими характеристиками (предел прочности увеличился на 48% в продольном направлении ориентации вытяжки, микротвердость – на 50%). Данный эффект достигнут за счет применения модифицирующей добавки МАН.

Список литературы

1. Полимерные нанокомпозиты. Под ред. Ю-Винг Май, Жонг-Жен Ю.-М., - 2011, - 688с.

2. Advances in polymer nanocomposites. Ed. by F. Gao, – 2012, - 310 pp.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕУПРУГИХ ПРОЦЕССОВ В ПЛАСТИНЕ ИЗ НИТИНОЛА ПРИ ИЗГИБЕ, СНЯТИИ НАГРУЗКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ НАГРЕВЕ

Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, sspryakhin@yandex.by, jr@tut.by

В постановке задачи использовались модельные упрощения из работы [1]. Модельный объект рассматривается как тонкая прямоугольная пластина из материала с памятью формы. Толщина пластины h предполагается много меньшей продольного и поперечного размеров. Деформационные процессы рассматриваются как плоские, плоскость которых ориентирована параллельно продольному направлению пластины и координате ее глубины z. Вдали от краев пластины предполагается, что функции распределений состояния ее материала зависят только от координаты глубины пластины. Их зависимостями от продольной и поперечной координат пренебрегается.

Подразумевается, что изменения состояния пластины происходят под действием квазистатических изменений самоуравновешенной нагрузки с моментом M, приложенной к торцу пластины, и температуры материала T. Равновесию пластины отвечают интегральные выражения для текущих изменений распределений продольных компонентов напряжения по глубине $\sigma(z)$:

$$d\int_{0}^{n} \sigma(z)dz = 0 \quad , \tag{1}$$
$$d\int_{0}^{h} \sigma(z)zdz = dM \; .$$

Из гипотезы плоских сечений принималась связь между изменениями распределений компонентов деформации $\varepsilon(z)$ и текущими параметрами их линейности A и B

$$d\varepsilon(z) = dA \cdot z + dB, \qquad 0 \le z \le h.$$
⁽²⁾

В постановке математической задачи использовалась дифференциальная связь между изменениями величин деформации, напряжения, и температурой вида

$$d\sigma = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right)_T d\varepsilon + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial T}\right)_{\varepsilon} dT , \qquad (3)$$

где выражения частных производных связаны с переменными состояния в соответствии с одномерной моделью термомеханического поведения материала с памятью формы [2]. Также использовались кинетические соотношения модели [2], связывающие две компоненты внутренней переменной материала ξ^+ и ξ^- с напряжением и температурой уравнениями вида

$$\overline{\xi} = \overline{\xi}(\sigma, T). \tag{4}$$

Соотношения (1)–(4) описывают дифференциальную связь между изменениями распределений напряжения и переменных состояния СПФ в условии заданных во времени изменений переменных нагрузки (момента M и температуры T). Дополнение этих соотношений начальными распределениями напряжения и переменных состояния, а также изменениями переменных нагрузки делает математическую постановку задачи моделирования корректной. Расчеты состояния нагруженной пластины в соответствии с данной постановкой задачи выполнялись по предложенной нами итерационной схеме, описанной в работе [3].

Моделирование неупругого отклика пластины, подвергаемой изотермическому механическому циклу нагрузка-разгрузка при температуре $T \ge A_f$, всегда приводит к решениям с полным восстановлением неупругой деформации в полуцикле снятия нагрузки (сверхупругость). В конце такого цикла остаточные напряжения отсутствуют (см. рис. 1).



Рис. 1. Эпюры напряжения σ по толщине z пластины нитинола в изотермических ($T = 60^{\circ}$ C) процессах: *a* – нарастание изгибающего момента; *b* – уменьшение изгибающего момента. *M*: 1 – 60 H; 2 – 80 H; 3 – 100 H; 4 – 120 H; 5 – 120 H; 6 – 60 H; 7 – 40 H; 8 – 20.0 H; 9 – 0.

В условии однородного нагружения в температурном диапазоне $M_S < T < A_S$ образуемый в нитиноле напряженно индуцированный мартенсит полностью сохраняется в последующем полуцикле разгрузки. В конце механического цикла материал приобретает неупругую деформацию (деформацию превращения). При моделировании воздействия изотермического изгиба нитиноловой пластины в этом температурном диапазоне решения также отвечают накоплению деформации превращения, которая сохраняется при снятии нагрузки. Как результат после механического цикла нагрузки в пластине образуются остаточные напряжения (см. рис. 2). После разгрузки максимальные значения наведенной деформации превращения локализованы у свободных поверхностей z = 0 и z = 1 мм и они противоположны по знаку локальным остаточным напряжениям. Аналогичные по морфологии эпюры остаточных напряжений для пластины из сплава с памятью формы были получены в работе [4].



Рис. 2. Эпюры напряжения σ по толщине z пластины из нитинола в изотермических (*T* = 20°C) процессах: *a* – нарастание изгибающего момента; *b* – уменьшение изгибающего момента. *M*: 1 – 10 H; 2 – 18 H; 3 – 22 H; 4 – 27.4 H; 5 – 27.4 H; 6 – 18 H; 7 – 9 H; 8 – 0.0 H.



Рис. 3. Эпюры напряжения σ по толщине *z* пластины из нитинола после снятия нагрузок (с максимумами *a* – *M*_{max} = 27.4 H; *b* – *M*_{max} = 34.8 H) при увеличении при *M* = 0 температуры. *T*: 1 – 20°C; 2 – 42.8°C; 3 – 45.6°C; 4 – 50°C; 5 – 20°C; 6 – 42.8°C; 7 – 45.6°C; 8 – 50°C; 9 – 60°C.

Для свободной пластины с остаточными напряжениями, образованными при неупругом изотермическом изгибе и снятии нагрузки в температурном диапазоне $M_S < T < A_S$, выполнены расчеты состояния при последующей стадии нагрева. Получены два типа численных решений задачи моделирования, отвечающих качественно различному поведению пластины во время нагрева. К первому типу относятся решения, описывающие релаксацию остаточных напряжений при нагреве. Ко второму – описывающие нарастание упругой энергии, сопровождающееся блокированием обратных мартенситных превращений. Они демонстрируются на рис. 3. Рис. За относится к случаю с максимальным значением предшествующей нагрузки во время изгиба $M_{max} = 27.4$ Н при $T = 20^{\circ}$ С. У поверхности напряжения в приповерхностных слоях при нагреве. Рис. 3b относится к случаю с максимумом предшествующей нагрузки $M_{max} = 34.8$ Н при $T = 20^{\circ}$ С. У поверхности концентрация мартенсита достигла $\xi = 50\%$, т.е. на порядок больше, чем на рис. 3a.

Поведение решений для стадии нагрева объясняется тем, что математическое описание содержит механизм нарастания локальных напряжений при обратных превращениях. После разгрузки наведенная деформация превращения в приповерхностных слоях ориентирована противоположно остаточным напряжениям. Обратное превращение приводит к сокращению интенсивности деформации превращения в этих слоях, что локально усиливает в них интенсивность напряжения. При этом нарастание напряжения в приповерхностном слое блокирует обратные превращения. Какой тип решения - определяется исходным уровнем мартенсита.

- Волков, А. Е. Расчет неупругой деформации биметаллического элемента из сплава с памятью формы и стали / А. Е. Волков, М. Е Евард // Актуальные проблемы прочности: сб. материалов 50 Междунар. научн. симп.: Витебск, Беларусь, 27 сент. – 1 окт. 2010 г.: в 2 ч. – Витебск: УО «ВГТУ», 2010. – Ч. 1. С. 69-72.
- 2. Pryakhin, S. Modeling of thermomechanical behavior of shape memory alloys // S. Pryakhin, V. Rubanik, Jr. // Material Science Foundations. 2015. Vols. 81-82. P. 77-103.
- Пряхин, С. С. Биметаллическая пластина из стали и нитинола при изгибе самоуравновешенной нагрузкой и восстановлении формы: одномерное приближение / С. С. Пряхин, В. В. Рубаник мл. // Перспективные материалы и технологии: сб. статей Междунар. симп.: Витебск, 29 мая 1 июня 2013 г. Витебск: УО «ВГТУ», 2013. С. 54-57.
- Вьюненко, Ю. Н. Эффект памяти формы, инициируемый механизмом остаточных напряжений / Ю. Н. Вьюненко // Перспективные технологии и методы контроля. – Витебск: УО «ВГТУ», 2009. – Гл. 14. – С. 384-399.

ДИЛАТАТОР ЦЕРВИКАЛЬНОГО КАНАЛА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Рубаник В. В.^{1,2}, Рубаник В. В. мл.^{1,2}, Легкоступов С. А.¹, Журавлёв А. Ю.³, Дородейко В. Г.³, Милюкина С. Н.²

¹Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, ²Витебский государственный технологический университет, Беларусь ³ЗАО «Медицинское предприятие Симург», Витебск, Беларусь ita@vitebsk.by

Введение

При проведении гинекологических операций для расширения канала шейки матки традиционно используют набор специальных бужей или расширителей Гегара одинаковой формы, но отличающихся по размеру [1]. Дилатацию цервикального канала начинают с введения расширителя минимального размера (~ 4-5 мм), а затем последовательно вводят бужи с возрастающей толщиной (на 0,5 мм), чем и добиваются расширения канала до нужных размеров. Такое многократное воздействие на стенки шейки матки нередко приводит к нежелательным последствиям, поэтому замена этой процедуры однократным введением устройства, которое обеспечило бы необходимое расширение за короткий промежуток времени, значительно снизила бы риск, как инфицирования, так и травматизации с этой целью и был разработан и изготовлен опытный образец дилататора с эффектом памяти формы. Однако решение поставленной задачи осложняется тем, что данные о требуемых усилиях, которые должен развивать дилататор, отсутствуют. Более того, значения этих усилий могут варьироваться в довольно широком диапазоне в зависимости от индивидуальных особенностей и заболевания органа [2]. В связи с чем, подбор оптимальных развиваемых усилий осуществляли опытным путем, — после разработки конструкции и изготовления опытного образца дилататора проводили его испытания на удаленных органах.

Исходные требования к разрабатываемому устройству: конструкция и функциональные свойства рабочего элемента должны обеспечивать расширение цервикального канала с 4-5 мм до ~ 8–15 мм (в зависимости от проводимой операции) при температурах ~ 36–37 °C в течение коротких промежутков времени (~ 1–3 минуты).

Изготовленный опытный образец дилататора состоит из: устройства доставки, включающего полую трубку длиной 18 см с внешним диаметром 5 мм и внутренним 4 мм, стержня длиной 25 см и диаметром 3 мм и рабочего элемента длиной 75 мм и диаметром 25 мм, выполненного из проволоки TiNi с эффектом памяти формы, в виде стента — металлической трубки, состоящей из проволочных ячеек (рис. 1).



Рис. 1. Рабочий элемент дилататора из сплава TiNi

Материалы и методы

При изготовлении рабочего элемента использовали медицинскую проволоку российского производства (ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», г. Москва) состава Ті– 55,77 вес.% Ni диаметром 0,5 мм. Рабочий элемент в виде стента формировали на стальной цилиндрической оправке диаметром 25 мм и длиной 8 см. На поверхности оправки были прорезаны канавки глубиной 0,5 мм и шириной 0,5 мм, размещенные многозаходными витками под углом друг к другу по винтовой спирали, для укладки в них проволоки. Рабочий элемент изготавливали плетением из TiNi проволоки длиной ~ 1,8 м, в результате чего получали цилиндрический проволочный каркас с ячейками в форме ромбов со стороной ~ 8 мм, причем оба торца цилиндра содержали по 8 вершин (изгибов).

Задание памяти формы и функциональных свойств рабочего элемента осуществляли тепловой обработкой сформированного и жёстко закрепленного на оправке образца при температуре 550 °C в течение 60 минут с последующей закалкой в воде — такой режим обработки выбран на основании результатов исследований, представленных в работе [3]. После тепловой обработки осуществляли контроль функциональных свойств материала: определяли характеристические температуры методами дифференциальной сканирующей калориметрии и механические свойства по диаграмме деформирования, полученной по схеме трехточечного изгиба.

К торцу полученного рабочего элемента крепили трансцервикальные нити для удобства его извлечения после срабатывания. Заправку осуществляли сжимая проволочный каркас в диаметральном направлении и одновременно помещая его в трубку-проводник, в результате чего ромбические ячейки вытягиваются вдоль оси цилиндра, увеличивая тем самым его длину. Таким образом, в заправленном состоянии диаметр рабочего элемента уменьшается с 25 мм до 4 мм, а его длина увеличивается с 75 мм до 100 мм.

Результаты и обсуждение

Калориметрические зависимости материала после тепловой обработки представлены на рис. 2. Видно, что мартенситные превращения при охлаждении реализуются по схеме $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$, а при нагревании по схеме $B19' \rightarrow B2$. Характеристические температуры фазовых переходов составляют: $M_{\rm H}' = 9$ °C, $M_{\rm n}' = 7$ °C, $M_{\rm K}' = 5$ °C, $M_{\rm H} = -36$ °C, $M_{\rm n} = -$ 41 °C, $M_{\rm K} = -48$ °C, $A_{\rm H} = 8$ °C, $A_{\rm n} = 11$ °C, $A_{\rm K} = 13$ °C, — следовательно, рабочий элемент дилататора при комнатных температурах находится в аустенитной фазе и обладает свойством сверхэластичности. В связи с чем, заправку дилататора в трубку-проводник, как и транспортировку заправленного дилататора, следует осуществлять при пониженных температурах (~0–5 °C), — в противном случае длительное пребывание рабочего элемента в деформированном состоянии в аустенитной фазе может снизить его функциональные характеристики при эксплуатации, а именно, развиваемые усилия и восстанавливаемую деформацию [4].



Рис. 2. Калориметрические зависимости для дилататора из TiNi сплава

Кроме того, в указанном температурном диапазоне материал рабочего элемента находится в промежуточной R-фазе, а, значит, его деформация реализуется, главным образом, по двойниковому и мартенситному каналам, что позволяет не прикладывать значительных усилий при его деформировании и получить большие значения восстанавливаемой деформации при срабатывании, чем в случае его деформирования в аустенитной фазе [4].

По представленной диаграмме деформирования (рис.3) можно оценить развиваемые усилия в процессе срабатывания устройства (кривая разгрузки).

Изготовленный дилататор с памятью формы испытывали в клинических условиях на удаленных и ещё теплых органах следующим образом: в просвет шейки матки (~ 3–4 мм) помещали трубкупроводник с заправленным в неё рабочим элементом из сплава TiNi; затем трубкупроводник извлекали наружу, удерживая дилататор в цервикальном канале и фиксируя на видео процесс расширения шейки матки, длительность которого составила несколько секунд (до ~ 10 с); после чего



Рис. 3. Диаграмма деформирования дилататора из TiNi сплава

устройство извлекали из шейки матки и определяли ширину образовавшегося просвета, подбирая свободно входящий в цервикальный канал номерной буж. Результаты показали, что после извлечения трубки-проводника, рабочий элемент, оставшийся в цервикальном канале, увеличился в диаметре до ~ 20 мм в течение 7–10 секунд, расширив при этом просвет. После его извлечения из шейки матки ширина образовавшегося просвета составила ~ 12 мм, что объясняется ответной реакцией мышечной ткани на прекращение внешнего воздействия.

После окончания испытаний шейку матки разрезали скальпелем и осматривали на предмет механических повреждений слизистой стенок. Во всех случаях в результате проведения испытаний никаких повреждений визуальным осмотром обнаружено не было.

Заключение

Проведенные исследования показали, что предложенная конструкция дилататора из TiNi сплава с эффектом памяти формы обеспечивает расширение цервикального канала с 4 до 12 мм в течение 7–10 секунд, при однократном введении устройства, снижая вероятность инфицирования и травмирования внутренних органов и не причиняя видимых механических повреждений.

- 1. Жиляев, Н. И. Оперативное акушерство / Н. И. Жиляев, Н. Н. Жиляев. Киев: Гидромакс, 2004. 468 с.
- Воскресенский, С. Л. Биомеханизм родов: дискретно-волновая теория / С. Л. Воскресенский. – Мн.: ПК ООО «Полибиг», 1996. – 186 с.: ил.
- Милюкина, С. Н. Оптимизация режимов термообработки TiNi проволоки медицинского назначения / С. Н. Милюкина, В. В. Рубаник, В. В. Рубаник мл. // Сборник докладов 8-й международной конференции «Авангардные машиностроительные технологии», Болгария, 18-20 июня 2008 г. – С. 199-203.
- 4. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения / В.Э. Гюнтер [и др.] Томск: Изд-во МИЦ, 2006. 296 с.

ДИНАМИКА УЛЬТРАЗВУКОВОГО НАГРЕВА ТINI СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Клубович В.В.¹, Рубаник В. В.^{1,2}, Рубаник В. В. мл.^{1,2}, Шадурский А. В.³, Милюкина С. Н.²

¹Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, ²Витебский государственный технологический университет, Беларусь ³Полоцкий государственный аграрно-экономический колледж, Беларусь ita@vitebsk.by

Введение

Влияние ультразвука на фазовые превращения в металлах обусловлено, главным образом, его воздействием на процессы зарождения и роста кристаллов новой фазы, а, следовательно, и деформационные явления, сопровождающие превращения [1]. Исследования ультразвукового воздействия на поведение сплавов с памятью формы представляют особый интерес: поскольку реализация эффекта памяти формы может осуществляться как под действием температуры, так и механических напряжений, — при введении ультразвуковых колебаний (УЗК) оба эти фактора действуют одновременно, т. е. УЗК могут инициировать процесс восстановления формы в СПФ [2]. Под действием ультразвука температура материала может значительно повышаться, т. е. он является одним из способов нагрева, но, в то же время, имеет существенные отличия, а, следовательно, кинетика мартенситных превращений под действием УЗК также может отличаться [3]. Анализ работ по данной тематике показывает, что механизм ультразвукового воздействия на материалы с термоупругими фазовыми переходами имеет довольно сложную природу, которая в деталях остаётся неясной, и необходимо проведение дополнительных исследований. Данная работа посвящена исследованию особенностей нагрева TiNi сплавов в процессе ультразвукового воздействия.

Материалы и методы

При проведении исследований использовали прямолинейные образцы проволоки Ti– 50,4ат.%Ni диаметром 0,65 мм и цилиндрические образцы Ti–50,0ат.%Ni диаметром 10 мм и длиной 80 мм, подвергнутые предварительной термообработке при 700 °C в течение 30 мин с последующей закалкой в воде. После чего во всех образцах при термоциклировании через интервал мартенситных превращений наблюдалось одностадийное фазовое превращение по схеме B2 \leftrightarrow B19'. Характеристические температуры, определенные методами дифференциальной сканирующей калориметрии, составили:

— $M_{\rm H} = 30$ °C, $M_{\rm K} = 14$ °C, $A_{\rm H} = 41$ °C, $A_{\rm K} = 57$ °C для сплава Ti–50,4ат.%Ni;

— $M_{\rm H} = 72$ °C, $M_{\rm K} = 46$ °C, $A_{\rm H} = 85$ °C, $A_{\rm K} = 114$ °C для сплава Ti–50,0ат.%Ni.

Введение УЗК частотой 22 кГц осуществляли на экспериментальной установке, блок-схема которой представлена на рисунке 1, при комнатной температуре (~ 20 °C), когда образцы TiNi находились в мартенситном состоянии. Цилиндрические образцы TiNi, выполненные в виде волноводов, крепили к концентратору резьбовым соединением, а проволочные образцы деформировали до ~ 6,3 % и фиксировали на конце разрезного титанового волновода полуволновой длины (рисунок 2). Амплитуду вводимых УЗК измеряли на торце волновода с помощью бесконтактного виброметра, – её значения составляли до 12 мкм. Динамику нагрева исследуемых образцов в процессе введения УЗК наблюдали при помощи тепловизионной камеры NEC 9100 с частотой записи 5 кадров в секунду.



Рис. 1. Блок-схема экспериментальной установки для ультразвуковой обработки сплавов с памятью формы

Рис. 2. Схема крепления проволочных образцов TiNi в разрезном волноводе

Результаты и обсуждение

Для максимального преобразования энергии вводимых УЗК в тепло система должна работать в резонансном режиме, который характеризуется синусоидальным распределением акустических параметров по длине волновода. Максимальный нагрев образцов резонансной длины наблюдается в узлах смещения колебаний, а минимальный – в узлах напряжений. Таким образом, в результате введения УЗК наблюдается неравномерный нагрев образца-волновода и появление некоторого постоянного распределения температуры по длине образца (рис. 3).

Рассмотрим температурную динамику в области максимального нагрева образца в процессе ультразвукового воздействия (рис. 4). Анализ результатов тепловизионных исследований образцов в виде волновода показал, что сразу после включения ультразвука наблюдается увеличение температуры, которая, достигнув некоторого максимального значения, соответствующего температуре A_{κ} , далее практически не изменяется до момента выключения ультразвука (рис. 4*a*). Это связано с изменением внутреннего трения в материале при переходе из мартенсита в аустенит, сопровождаемом поглощением энер-



Рис. 3. Распределение амплитуды смещений и температуры по длине волновода в процессе введения УЗК

гии ультразвука. При этом увеличение температуры осуществляется в два этапа: сначала, пока образец находится в мартенситной фазе, она резко возрастает до $A_{\rm H}$ (~ 3 °C/c), а затем, когда начинается обратное фазовое превращение, скорость нагрева уменьшается (до ~ 0,1 °C/c), о чем свидетельствует уменьшение наклона кривой зависимости температуры от времени.

Похожая динамика наблюдается и в проволочных образцах (рис. 46), однако имеются и отличительные особенности: температура увеличивается до максимального значения, несколько превышающего A_{κ} (на 15–20 °C), что обусловлено их деформированным состоянием, а затем понижается до A_{κ} . Так как A_{κ}^{σ} в данном случае составляет \approx 160 °C, полученные результаты можно объяснить лишь предположив, что при ультразвуковом воздействии обратный мартенситный переход в напряженном материале реализуется при значительно более низких температурах, чем при тепловом.



Рис. 4. Зависимости максимальной температуры от времени ультразвукового воздействия: *а* — в Ti–50,0at.%Ni; *б* — в Ti–50,4at.%Ni

Таким образом, процесс нагрева образцов за счёт поглощения энергии УЗК продолжается до перехода никелида титана (полностью или частично) в аустенитное состояние, в котором его внутреннее трение ниже по сравнению с мартенситным и двухфазным [4], вследствие чего дальнейшего нагрева не происходит.

При моделировании процесса ультразвукового нагрева сплава TiNi получены аналогичные результаты (рисунок 5), что свидетельствует о хорошем соответствии экспериментальных и модельных данных.



Рис. 5. Модельная зависимость максимальной температуры TiNi образца от времени ультразвукового воздействия

Заключение

Ультразвуковое инициирование эффекта памяти формы в сплавах TiNi имеет ряд особенностей: неравномерное распределение температуры по длине образца, изменение скорости нагрева в процессе введения УЗК и снижение температуры окончания обратного мартенситного превращения в деформированном материале.

- 1. Тяпунина, Н. А. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами / Н.А. Тяпунина, Е.К. Наими, Г.М. Зиненкова. М.: Изд-во МГУ, 1999. 238 с.
- Klubovich, V. V. Generation of shape memory effect in Ti-Ni alloy by means of ultrasound / V.V. Klubovich, V.V. Rubanik, V.A. Likhachov, V.V. Rubanik Jr., V.G. Dorodeiko // SMST-1997 Proceedings, Asilomar, California, USA. — 1997. — Pp. 59-64.
- 3. Rubanik, V.V. The ultrasounds initiation of SME ultrasound / V. V. Klubovich, V. V. Rubanik, V. V. Rubanik Jr. // J. de Phys., Vol. 112, № IV. 2003. Pp. 249-251.
- 4. Kustov, S. Damping properties of SMA / S. Kustov, J. Humbeeck // Materials Science Forum, Vol. 583. 2008. Pp. 85-109.
ПРОЦЕССЫ ТЕПЛОПЕРЕНОСА В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ И ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОМ НАГРЕВЕ

Клубович В.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. (мл), Шадурский А.В.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, ita@vitebsk.by

Сплавы на основе никелида титана, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ), находят применение в медицине и технике благодаря своим уникальным механическим свойствам. Эти материалы обладают чрезвычайно большими восстанавливаемыми деформациями (порядка 10%) неупругой природы. Способность полностью возвращать большие деформации – результат термоупругого фазового перехода из низкотемпературной мартенситной (М) в высокотемпературную аустенитную (А) фазу. Именно это свойство позволяет использовать сплавы с памятью формы (СПФ) во многих инновационных технических решениях.

Компьютерное моделирование процессов распространения тепла является важным звеном в изучении поведения СПФ при инициировании фазовых превращений. При этом необходимо знать как физические характеристики сплава, так и их температурную зависимость. В частности, в процессе фазового перехода изменяется значение удельной теплоемкости, модуля Юнга, удельное электрическое сопротивление, что влечет за собой изменение акустических свойств материала. Методами дифференциальной сканирующей калориметрии, динамического механического анализа (ДМА) [1], а также четырехзондовым методом были изучены физические характеристики используемого сплава в разных фазовых состояниях. Полученные данные (рис.1) использовались при моделировании обратного термоупругого фазового превращения инициированного ультразвуковыми колебаниями и токовым нагревом.





Рис. 1. Модельная температурная зависимость удельной теплоемкости, модуля Юнга и удельного электросопротивления

В никелиде титана в мартенситной фазе поглощение энергии колебаний обусловлено движением легкоподвижных границ раздела, что приводит к резкому увеличению внутреннего трения в мартенситном состоянии. При моделировании температурной зависимости внутреннего трения учитывались экспериментальные данные [2], а так же то, что в высокотемпературной аустенитной фазе внутреннее трение намного меньше, чем в низкотемпературной.

Полученные расчетные результаты были использованы при исследовании поведения исполнительных элементов пьезоэлектрических приводов. С целью изменения траектории движения рабочих исполнительных элементов, а так же уменьшения времени ультразвукового инициирования фазового превращения возбуждение в сплаве УЗК осуществляли последовательно на нескольких резонансных частотах.

Изменение резонансной частоты ультразвуковых колебаний, например с 22 кГц на 44 кГц, в момент, когда в узловых точках достигнута температура A_{κ} , обеспечивает интенсивный нагрев образца в новых узлах механических смещений, что позволяет значительно быстрее реализовать эффект памяти формы по всему образцу. Моделирование процесса ультразвукового инициирования ЭПФ за счет последовательного возбуждения двух резонансных частот показало, что скорость изменения температуры TiNi волновода достигает 8 градусов в секунду.

Когда помимо перемещения пьезоэлектрическому приводу необходимо поднять достаточно большой груз, исполнительные элементы, выполненные из сплава с ЭПФ, должны обеспечить соответствующие реактивные механические напряжения. Т.е. подводимая энергия для реализации обратимого термоупругого превращения должна быть значительной, что не всегда может обеспечиваться пьезоэлектрическим элементом. В этом случае вполне возможно реализовать ЭПФ посредством токового нагрева исполнительных элементов. При этом напряжение может подаваться как непосредственно на исполнительные элементы, так и прикладываться между металлизированной стороной пьезоэлемента, к которой крепятся исполнительные элементы, и электропроводящей поверхностью, по которой движется привод.

Тепловизионные данные показали хорошее совпадение экспериментальных и расчетных результатов процесса электроконтактного и ультразвукового нагрева TiNi проволоки диаметром d = 0.6 мм до температуры обратного фазового превращения. В качестве источника питания использовался лабораторный стабилизированный выпрямитель TEC 23, работающий в режиме стабилизации тока. Диапазон изменения напряжения выходного напряжения U = (0.1 - 30) В, выходного тока – I = (0.05 - 2.5) А.

Исследование кинетики ультразвукового нагрева TiNi производилось на простейшем приводе, состоящим из пьезокерамического элемента BaTiO₃ диаметром 24 мм и толщиной 2 мм с припаянными к одной из сторон пьезокерамики TiNi-проволочками (исполнительные элементы) диаметром 0,6 мм. Динамика нагрева изучалась как по линейному профилю, так и по точкам. Температурное поле фиксировалось с частотой 10 Гц.

Результаты исследований по применению в качестве исполнительных элементов сплава TiNi, обладающего ЭПФ, в пьезокерамических приводах позволяют судить об адекватности моделей для электроконтактного и ультразвукового нагрева, а так же сделать вывод, что такие привода могут осуществлять дополнительные функции, расширяющие область их практического применения.

Список литературы

- Клубович, В.В. Использование динамического механического анализа для определения механических свойств никелида титана / В.В. Клубович, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., С.Н. Милюкина // 49-й Междун. науч. симпоз. «Актуальные проблемы прочности», 14-18 июня 2010 г., Киев, Украина: тез. Киев, 2010. С. 130.
- 2. Ооцука, К. Сплавы с эффектом памяти формы / К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки и др. // Под ред. Фунакубо Х.: пер. с японск. М.: Металлургия, 1990. 224 с.

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОПРЕССОВКИ КРАЯ ОБУВНОЙ РЕЗИНКИ

^{1,2}Рубаник В.В.,¹Луцко В.Ф.,¹Шурмелевич Д.Д.,²Попова О.С.

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск ²УО «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск

Технологический процесс производства обуви включает операцию опрессовки предназначенную для утонения и предохранения от распускания (расслоения) среза обувной резинки после ее нарезки или разрезки. В настоящее время на предприятиях обувной промышленности опрессовку резинки осуществляют на термопрессах нагретым инструментом, входящим в прямое соприкосновение с поверхностью изделия. Благодаря наличию в обувной резинке химических волокон (≈ 60%), при контакте края среза с рабочим инструментом, нагретым выше температуры плавления материала волокон, происходит их размягчение и оплавление. При этом, перегрев рабочего инструмента выше температуры плавления материала приводит к термическому разрушению полимерных волокон и выделению вредных веществ, появлению окалины, нарушению поверхностного контакта инструмента и материала, изменению условий теплопередачи, и в конечном итоге ведет к ухудшению качества опрессовки. Кроме этого, для формирования опрессованного криволинейного профиля вдоль края резинки требуется многократное воздействие на нее нагретым инструментом, что обуславливает низкую производительность процесса.

Созданные в лаборатории физики металлов ИТА НАН Беларуси совместно с СООО "Белвест" технология и установка для ультразвуковой опрессовки края обувной резинки позволяет избавиться от указанных недостатков. Физическая сущность процесса заключается в том, что термопластичные волокнистые материалы, характеризующиеся большим коэффициентом затухания колебаний, при контакте с ультразвуковым инструментом способны передавать и поглощать энергию вибраций. За счет трения поверхностей и внутримолекулярного трения в материале резинки происходит преобразование ультразвуковой энергии в тепловую, приводящее к нагреву материала по всей толщине, вследствие чего, происходит размягчение термопластичных волокон. Относительно низкие температуру плавления и теплопроводность полимерных волокон способствуют локализации зоны разогрева, где инструмент находится в прямом контакте с обрабатываемым материалом. Под действием статического давления со стороны инструмента размягченная термопластичная составляющая обволакивает нетермопластичные волокна, что приводит к соединению (сварке) и осадке (опрессовке) материала резинки при охлаждении.

Установка для ультразвуковой опрессовки края обувной резинки является стационарным ультразвуковым устройством, работающем в импульсном режиме и состоит из двух основных частей – ультразвукового пресса и генератора ультразвуковых колебаний (рис. 1).

Ультразвуковая опрессовка обувной резинки осуществляется следующим образом. Резинку 5 размещают между ложементом 4 (копировальным инструментом) и ультразвуковым излучателем 3 (рис. 1). Излучатель 3 опускают на ложемент 4 и при достижения определенной силы прессования возбуждаются ультразвуковые колебания. Тепло вырабатывается ультразвуковыми колебаниями там, где поверхность ложемента (инструмента) касается материала резинки. В результате резинка деформируется на контактной поверхности ложемента. После заданного промежутка времени ультразвуковые колебания отключается и начинается охлаждение обуславливающее затвердевание полимера. После охлаждения ультразвуковой излучатель 3 возвращается в первоначальное положение и опрессованная обувная резинка 5 удаляется с ложемента 4.



Рис. 1. Установка для ультразвуковой опрессовки края обувной резинки: *a* – общий вид, *b* – зона опрессовки; 1 - панель управления, 2 - блок управления режимами прижима и опрессовки. 3 – ультразвуковой излучатель, 4 – ложемент, 5 – обувная резинка, 6 – ультразвуковой генератор.

Установка позволяет оперативно управлять такими параметрами, как мощность, время генерации ультразвука и давление, оказывающими решающее влияние на качество опрессовки. Мощность, потребляемая акустической системой, и частота ее колебаний регистрируются автоматически во время каждого процесса ультразвуковой опрессовки. Разработанное оборудование позволяет с помощью сменного ложемента производить опрессовку края обувной резинки различной конфигурации и размеров. При этом опрессовка края обувной резинки производится однократным воздействием на нее ультразвукового излучателя.

Внедрение разработки на СООО «Белвест» позволило; повысить производительность процесса опрессовки в 2–3 раза, снизить энергозатраты в 8–10 раз, исключить прилипание материала к поверхности инструмента и обеспечить равномерное оплавление по периметру и толщине обувной резинки, а так же обеспечить экологическую безопасность процесса.

Результаты работы могут быть использованы при создании оборудования для ультразвуковой обработки поверхности деталей различного функционального назначения.

ИССЛЕДОВАНИЕ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ БАРИЙ– ЦИРКОНАТ– ТИТАНАТ СВИНЦА, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ

Шилин А.Д.^{1,2}, Шилина М.В.³

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь, ²УО «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, Беларусь, ³УО «Витебский государственный университет им. П.М. Машерова», г. Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

Применение механоактивации порошковых материалов существенным образом влияет на физико-механические свойства получаемой из них керамики и позволяет получать материалы, имеющие улучшенные характеристики [1]. Изучение закономерностей изменения свойств получаемых различными способами материалов из активированных порошков представляет актуальную задачу, решение которой позволит прогнозировать свойства получаемой керамики.



Рис. 1. Температурная зависимость диэлектрической проницаемости керамики ЦТБС-3М, полученной из порошка подвергнутого ультразвуковой механоактивации при гидростатическом давлении $2 \cdot 10^5$ Па и спрессованного с применением УЗК.

Проведены исследования диэлектрических свойств керамики барий– цирконаттитанат свинца (ЦТБС-3М), полученной с использованием предварительно механоактивированного порошка с использованием ультразвуковых колебаний (УЗК). В температурной зависимости диэлектрической проницаемости є керамики ЦТБС-3М, полученной из обработанного УЗК порошка (рис.1) наблюдается увеличение дисперсии є на частотах 500 кГц и 1 МГц. Аналогичная зависимость имеет место в керамике цирконат-титанат свинца полученной с использованием энергии взрыва (ЦТС-19). В обоих случаях происходит измельчение зерен исходного порошка и создание в нем значительных дефектов структуры.

Список литературы

1. Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл. и др. Перспективные материалы. Витебск: Изд. Центр УО ВГТУ, 2009. – 542 С.

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АБРАЗИВНОГО ШНУРА

Еремеев А.С.¹, Багрец Д.А.¹, Янусов В.А.¹, Шухно Н.Л.²

¹Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь ² Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь

В связи с необходимостью проведения шлифовальных работ сложно-фасонных изделий была разработана технология и оборудование для получения гибкого абразивного шнура (рис.1) и изготовлена опытная установка для его получения.

Получение поверхности гибкого абразивного материала основывается на сцеплении зерен абразивного порошка с помощью клеевой основы. Состав ее был разработан в Институте технической акустики НАН Беларуси [1].

В качестве абразива может применяться любой абразивный порошок с дисперсностью и твердостью, определяемыми требованиями к качеству обработанной поверхности (дисперсность порошка может меняться от 5 до 100 мкм).

Характеристики получаемых абразивных шнуров: диаметр шнура – 1,5 – 4 мм; размер абразивного зерна 5–100 мкм; непрерывная длина – 1000 м.

Применение шнура обеспечивает чистоту поверхности обрабатываемой детали на уровне 0,32 – 0,160 Ra, 9–10 класс чистоты поверхности.



Рис. 1. Установка для получения гибкого абразивного шнура

Получение абразивного шнура происходит по следующей технологии (рис.2). Шнур 3 с катушки 1 тянут по направляющим роликам 4, 8, 10, 11, 14, 15 в направлении 2, затем пропускают через емкость с абразивом и связующим 7 с помощью обжимных роликов 5, 6, в результате чего абразивные зерна налипают на поверхность шнура. Далее шнур проходит через несколько нагретых печей 9, 12, 13. После чего происходит намотка абразивного шнура на приемную катушку 16.



Рис.2. Схема получения абразивного шнура

Оценка прочностных свойств полученного абразивного шнура проходила методом сравнительного анализа со шнуром, необработанным абразивным составом, который является исходным материалом на разрывной машине типа ИП 5158-5.



Рис. 3. Изменение прочностных свойств шнура и абразивного шнура

Результаты анализа прочностных характеристик зарубежных аналогов показаны в таблице.

Характеристика	США	Германия	ИТА НАН Беларуси
Усилие разрыва, Н	109,4	235,8	178,6
Относительное удлинение, %	5,5	2,8	22,2

Таблица. Сравнительная таблица данных прочностных характеристик.

Исследование микроструктуры показало, что абразивные зерна равномерно распределены по поверхности (рис.4).



Рис. 4. Вид поверхности абразивного шнура.

Была изготовлена опытная партия абразивного шнура, который был передан на испытания в ООО «Оливер» г. Борисов. По итогам проведенных исследований можно сделать вывод о том, что полученный абразивный шнур в полной мере соответствует требованиям, предъявленным непосредственным заказчиком ООО «Оливер» г. Борисов при обработке сварочной проволоки.

Список литературы

 Способ изготовления гибкого абразивного инструмента: а.с. 2083351 РБ, МКИЗ В24Д11/2, В24Д18/00 / В.В. Клубович, В.Ф. Луцко, А.С. Еремеев, А.В. Чарковский, Л.М. Кукушкин; Витебское отделение Института физики твердого тела и полупроводников АНБ - №4883543/02; Заявлено 20.11.90.

О ДИНАМИЧЕСКОМ ТОРМОЖЕНИИ ИЗГИБНЫХ КОРОТКОВОЛНОВЫХ КОЛЕБАНИЙ ДИСЛОКАЦИЙ

Батаронов И.Л., Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия viktor.dezhin@mail.ru

В работе исследовались изгибные коротковолновые колебания дислокаций, вызванные внешним воздействием произвольной частоты. Линия дислокации располагалась вдоль оси *z*. Рассматривались малые колебания дислокаций в диссипативной среде. Для этого случая, используя результаты работы [1], записано выражение мнимой части обратной обобщенной восприимчивости дислокации в диссипативном кристалле:

$$\begin{split} & \operatorname{Im} g^{-1}(k_{z}, \omega) = -\frac{\mu b_{s}^{2}}{2\pi} \omega_{|k_{z}|}^{k} k \, dk \, \left\{ \frac{\gamma_{t}}{c_{t}^{2}k^{2}} + \frac{1}{\left(c_{t}^{2}k^{2} - \omega^{2}\right)^{2} + 4\omega^{2}\gamma_{t}^{2}}{\left(c_{t}^{2}k^{2}\right)^{2}} + \frac{4\omega^{2}\gamma_{t}^{2}}{c_{t}^{2}k^{2}} + \frac{12k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}^{3}}{c_{t}^{2}k^{4}} - \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}^{3}}{c_{t}^{2}k^{6}} - \frac{6k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} + \frac{8k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} \right) + \\ & + \frac{1}{\left(c_{t}^{2}k^{2} - \omega^{2}\right)^{2} + 4\omega^{2}\gamma_{t}^{2}} \left(4k_{z}^{2}c_{t}^{2}\gamma_{t} - \frac{4k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} - \frac{16k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{c_{t}^{2}k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}^{2}}{c_{t}^{2}k^{6}} - 8k_{z}^{2}c_{t}^{2}\gamma_{t} + \frac{8k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} - \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{c_{t}^{2}k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}^{2}}{c_{t}^{2}k^{6}} - 8k_{z}^{2}c_{t}^{2}\gamma_{t} + \frac{8k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} + \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} - \frac{8k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}^{2}}{c_{t}^{2}k^{6}} - 8k_{z}^{2}c_{t}^{2}\gamma_{t} + \frac{8k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} + \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} - \frac{8k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{c_{t}^{2}k^{6}} - 8k_{z}^{2}c_{t}^{2}\gamma_{t} + \frac{8k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} + \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} - \frac{8k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{c_{t}^{2}k^{2}} - \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{c_{t}^{2}k^{2}} - \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{c_{t}^{2}k^{2}} - \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{c_{t}^{2}k^{4}} + \frac{16k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{16k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{16k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{8k_{z}^{2}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{8k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{\omega^{2}\gamma_{t}^{2}}{(c_{t}^{2}k^{2}\gamma_{t}} + \frac{\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{\omega^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{(c_{t}^{2}k^{2}\gamma_{t}} + \frac{2\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} + \frac{2\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} + \frac{2k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} + \frac{2k_{z}^{2$$

Здесь μ – модуль сдвига кристалла, b_s и b_e – винтовая и краевая компоненты вектора Бюргерса дислокации, k – волновое число, k_z – компонента волнового вектора вдоль линии дислокации, k_m – максимальное волновое число, $\gamma_t(k)$ и $\gamma_l(k)$ – коэффициенты затухания поперечных и продольных звуковых волн в диссипативной среде, c_t и c_l – скорости поперечных и продольных звуковых волн в бездиссипативном кристалле, ω – частота. Проведена оценка записанных интегралов для механизма электронного торможения дислокаций. Тогда в рассматриваемом коротковолновом случае (1<< $|k_z l|$ << $k_m l$) коэф-

фициенты затухания $\gamma_l(x) = \frac{4}{3\pi} \gamma_0 x$ и $\gamma_l(x) = \frac{\pi}{6} \gamma_0 x$ [2], где l – длина свободного пробега электрона, x = kl – безразмерная переменная, γ_0 – константа, зависящая от материала. Учет главных по k членов в выражении (1) приводит к необходимости вычисления интегралов

$$\int_{k_{z}l|}^{k_{m}l} dx, \quad \int_{|k_{z}l|}^{k_{m}l} \frac{x^{2} dx}{\left(x^{2} - \frac{l^{2} \omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right)^{2} + \frac{64l^{4} \omega^{2} \gamma_{0}^{2}}{9\pi^{2} c_{t}^{4}} x^{2}}, \quad \int_{|k_{z}l|}^{k_{m}l} \frac{x^{2} dx}{\left(x^{2} - \frac{l^{2} \omega^{2}}{c_{l}^{2}}\right)^{2} + \frac{\pi^{2} l^{4} \omega^{2} \gamma_{0}^{2}}{9c_{l}^{4}} x^{2}}.$$
 (2)

Первый интеграл в (2) соответствует торможению прямолинейной дислокации и дает следующий вклад в мнимую часть обратной обобщенной восприимчивости дислокации:

$$-\omega B_{s} - \omega B_{e} = -\frac{2}{3\pi} \frac{\mu b_{s}^{2}}{c_{t}^{2}} \omega \gamma_{0}(k_{m}l) - \frac{1}{2\pi} \frac{\mu b_{e}^{2}}{c_{t}^{2}} \omega \gamma_{0} \left(\frac{3}{4\pi} - \frac{8}{3\pi} \frac{c_{t}^{2}}{c_{l}^{2}} + \frac{\pi}{6} \frac{c_{t}^{2}}{c_{l}^{2}}\right) (k_{m}l).$$
(3)

Второй и третий интегралы в (2) дают вклад в мнимую часть обратной обобщенной восприимчивости дислокации, соответствующий дополнительной диссипации энергии за счет изгибных колебаний дислокации:

$$-\frac{3}{4\pi}b_{s}^{2}\frac{\mu(k_{z}l)^{2}}{l^{2}}\operatorname{arctg}\frac{8l^{2}\omega\gamma_{0}}{3\pi c_{t}^{2}|k_{z}l|} + \left(\frac{16}{\pi^{3}} - \frac{1}{\pi}\frac{c_{t}^{2}}{c_{l}^{2}}\right)b_{s}^{2}\frac{\mu(k_{z}l)^{2}}{l^{2}}\operatorname{arctg}\frac{\pi l^{2}\omega\gamma_{0}}{3c_{l}^{2}|k_{z}l|} - \left(\frac{8}{\pi^{3}} - \frac{1}{2\pi}\frac{c_{t}^{2}}{c_{l}^{2}}\right)b_{e}^{2}\frac{\mu(k_{z}l)^{2}}{l^{2}}\operatorname{arctg}\frac{\pi l^{2}\omega\gamma_{0}}{3c_{l}^{2}|k_{z}l|}.$$
(4)

В итоге для мнимой части обратной обобщенной восприимчивости дислокации в диссипативном кристалле получено:

$$\operatorname{Im} g^{-1}(k_{z}, \omega) = -\frac{2}{3\pi} \rho b_{s}^{2} \omega \gamma_{0}(k_{m}l) - \frac{1}{2\pi} \left(\frac{3}{4\pi} - \frac{8}{3\pi} \frac{c_{l}^{2}}{c_{l}^{2}} + \frac{\pi}{6} \frac{c_{l}^{2}}{c_{l}^{2}} \right) \rho b_{e}^{2} \omega \gamma_{0}(k_{m}l) - \frac{3}{4\pi} b_{s}^{2} \frac{\mu(k_{z}l)^{2}}{l^{2}} \operatorname{arctg} \frac{8l^{2} \omega \gamma_{0}}{3\pi c_{l}^{2} |k_{z}l|} + \left(\frac{8}{\pi^{3}} - \frac{1}{2\pi} \frac{c_{l}^{2}}{c_{l}^{2}} \right) \left(2b_{s}^{2} - b_{e}^{2} \right) \frac{\mu(k_{z}l)^{2}}{l^{2}} \operatorname{arctg} \frac{\pi l^{2} \omega \gamma_{0}}{3c_{l}^{2} |k_{z}l|},$$

где *р* – плотность материала. Заметим, что при малых значениях частоты выражение (4) переходит в

$$-\left(\frac{2}{\pi^2} - \frac{48}{\pi^2}\frac{c_t^2}{c_l^2} + 3\frac{c_t^4}{c_l^4}\right)\rho b_s^2 \omega \gamma_0 |k_z l| - 3\left(\frac{8}{\pi^2} - \frac{1}{2}\frac{c_t^2}{c_l^2}\right)\frac{c_t^2}{c_l^2}\rho b_e^2 \omega \gamma_0 |k_z l|.$$

Этот результат с точностью до коэффициента совпадает с предельным результатом, полученным в работе [1].

Список литературы

- Рощупкин, А.М. Обобщенная восприимчивость дислокации в диссипативном кристалле [Текст] / А.М. Рощупкин, И.Л. Батаронов, В.В. Дежин // Изв. РАН. Сер. Физическая. 1995. Т. 59, № 10. С. 12-16.
- 2. Киттель Ч. Квантовая теория твердых тел [Текст] / Чарльз Киттель; перевод с англ. А.А. Гусева. М.: Наука, 1967. 492 с.

Именной указатель

		Галимский А И	156 159
Аббасова С И	242	Галяс А И	173
Аблрахманов С.А.	253	Ганеев А.В.	262
Аблыжапар А.	253	Гарабажиу А.А.	150
Абрамова Т.М.	182	Гарбачевский В.В.	279
Аверкин А И	144	Герасименко С А	180
Алжаев В Б	195	Гипь Н Н	170
Азарко И И	195	Гиляров В Л	50
Алвалжян III И	239	Глезер А М	22 25 43
Алексеенок Ю	192	Григорьева Т Ф	11
Алифанов А В	259	Громов В Е	96 99 102 104 107 265
Алсараева К В	96 99 102	Грызунова Н Н	23
Амиров Р Н	76 81	Губанова В О	135
Амиров Р Х	247	Гувалов А А	242
Анлронов И Н	275	Гувалов М.А.	242
Анисович А Г	114 117	Гурцинов М.И.С. Гурченко П.С	272
Аниченко Н Г	195	Гур Юнко н.е. Гусев В М	165
Антанович А А	213	I YOOD D.IVI.	105
	215	Левойно О Г	233
Аплеснин С С	173	Девоино О.1. Лемин В В	329
Асалиая М В	167 170	Дема Р Р.	76 81
Леадчая мі.д.	107, 170	Демилова Е С	37
Багрен Л Л	378	Денисенко В П	208
Баар А.Р.	167 170	Денисенко Б.Л.	296
	210	Джемора А.А. Порогор М В	230
Баранникова С.А.	210	Дорогов M.D. Породейко В Г	23, 04
Барахтин Б.К.	230	Дородеико Б.Г. Потодиоро W W	250, 517
Барахтина п.п.	230	Догалиева м.м.	255
Банаронов И.Л.	202	Дубансвич А.Б. Пубророгий Р.Р.	192
Башметов Б.С. Бананаркаракий М А	202	Дуоровский Б.Б.	102
Белоцерковский М.А.	200	дьяконов д.л.	
Белявин К.Е.	222	English A C	279
	129	Epemees A.C.	520 172
Березнер А.Д.	0.50	Еремин Е. Б .	1/3
Белехтин Б.И.	9, 50	срмаков С.Ф.	14/
Бледнова ж.м.	202	Warran A II	267 270
БЛИЗНЮК Л.А. Гобиор D П	508	жарин А.Л. Жарини D И	207,270
Бооров Б.П.	55 275	жорник Б.И. Жата Б.Р	11
Богданов п.п.	2/3	Жук Е.В. Wymonyön A IO	19/
Богорош А.Т.	38	журавлев А.Ю.	517
Бондаренко К.Ю.	104	Demunden II D	104
Бочкарева А.В.	210	загуляев д.в.	104
Буклаков А.Г.	105	Заицев Д.В.	90
Булоичик И.А.	2/3	Залесский В.Г.	210
Бурносов Н.В.	259	Занина А.П.	141
Бухтаревич С.П.	298	Зеленев В.М.	183
מת ת	120, 272	Зеленин В.А.	255
Валиев Р.З.	120, 262	Зиоров И.П.	213
Васильева Е.А.	123	Зограф 1.11.	144
веремейчик А.И.	2/9	зуев Л.Б.	210
викарчук А.А.	25, 64	TT 1 1	12
Витязь П.А.	11	Иванов А.А.	43
Волков А.Е.	108, 294	Иванов Ю.Ф.	96, 99, 104, 107, 265
Волочко А.Т.	255	Игнатенко О.В.	192, 195
вьюненко Ю.Н.	291	исаенкова М.Г.	52, 131

Караваева М.В. 262 Лушко В.Ф. 325 Каруавлолова М.А. 233 Лупко Н.И. 233 Каруавлолова М.А. 233 Лю Г. 6 Каско В.И. 308 Мавлютов А.М. 120 Каско В.И. 447 Макаренко О.А. 153 Кашаер Е.А. 197 Малашенко В.В. 207 Кашевако В.И. 6. 325 Малашенко В.В. 207 Кашевако Г.D. 11 Малашенко В.В. 207 Кашевако Г.D. 11 Марков О.И. 83 Клубович В.В. 6, 320, 323 Марков О.И. 83 Коравакук А.B. 156, 159 Матросова Г.А. 26, 27, 29 Коварава И.A. 192 Милокина С.H. 317, 320 Комарова Л. 192 Милокина С.H. 317, 320 Комарова Л. 194	Кадомцев А.Г.	9, 50	Лунёв А.Г.	210
Карлаев Л.Г. 233 Луцко Н.И. 233 Карыев Л.Г. 141 Касаткин И.А. 120 Касаткин И.А. 308 Мавлотов А.М. 120 Касеперович О.М. 230 Майоров А.Л. 167 Касперович О.М. 230 Макаренко О.А. 153 Касперович О.М. 230 Макаренко О.А. 153 Кашевич И.Ф. 67 Малашенко Т.И. 207 Кашевич И.Ф. 67 Малашенко Т.И. 207 Киселебаа Т.Ю. 11 Марков Г.В. 255 Ковалова С.А. 11 Марков Г.В. 255 Ковалива С.А. 11 Марков Г.В. 26, 27, 29 Ковалива С.А. 11 Марков Г.В. 26, 27, 29 Ковалива К.А. 150 Митель И.А. 183, 186, 189 Комаров А.И. 61 Милокина А.А. 150 Комаров А.И. 61 Милокина А.А. 150 Комаров А.И. 61 Милокина А.А. 150 Комарова А.В. 161 <	Караваева М.В.	262	Луцко В.Ф.	325
Карысел Л.Г. 141 Лю Г. 6 Касаткин И.А. 120 Каско В.И. 308 Маллотов А.М. 120 Каско В.И. 308 Маллотов А.М. 120 Каско В.И. 167 Касаткрин И.А. 230 Макаренко О.А. 153 Касков В.И. 207 Кагаркис В.А. 247 Макаренко О.А. 153 Касков В.И. 207 Киселева Т.Ю. 11 Маллитин Г.А. 144 Киселева Т.И. 207 Киселева Т.Ю. 11 Маллитин Г.А. 144 Киселева Т.И. 262 Марко О.И. 83 Колевана К.А. 156, 159 Магросов В.Н. 26, 27, 29 Кожошов Т.А. 262 Кожошов Т.А. 150 Кожошов А.А. 150 Кожошов А.А. 150 Мисель И.А. 153, 173, 320 Комарова А.А. 150 Киселева Т.А. 150 Комаров А.А. 150 Киселева Т.А. 150 Киселева Т.А. <t< td=""><td>Кардаполова М.А.</td><td>233</td><td>Луцко Н.И.</td><td>233</td></t<>	Кардаполова М.А.	233	Луцко Н.И.	233
Касаткин И.А. 120 Каско В.И. 308 Касперович О.М. 230 Кашаед, Е.А. 197 Кашаед, Е.А. 197 Кашеки, В.В. 207 Кашеки, В.В. 262 Клевнов Г.В. 262 Клевнов Г.В. 262 Клевнов Г.В. 255 Ковалева С.А. 11 Марков Г.В. 25, 27, 29 Ковалева С.А. 11 Корсов В.Н. 26, 27, 29 Ковалечка К.А. 150 Ковалечка К.А. 150 Колаников В.Л. 150 Комаров А.И. 61 Комаров А.И. 61 Комаров А.И. 61 Комаров А.И. 61 Коноралов С.В. 6, 102, 104, 107 Кисоченко А.А. 123 Коноралов С.В.	Карыев Л.Г.	141	Лю Г.	6
Каско В.И. 308 Маклотов А.М. 120 Касперович О.М. 230 Майоров А.Л. 167 Катаражие В.А. 247 Макаренко О.А. 153 Кашсаку Е.А. 197 Малаписнко В.В. 207 Киселёва Т.Ю. 11 Малаписнко Т.И. 207 Киселёва Т.Ю. 11 Малаписнко Т.И. 207 Клевцова Н.А. 262 Марков Г.В. 255 Ковалечук А.В. 156, 159 Матросов В.Н. 26, 27, 29 Ковальчук А.В. 156, 159 Магросов Т.А. 26, 27, 29 Кожошов Т.Т. 253 Мерсон Е.Д. 47, 262 Кожушко В.В. 282 Мезай А.А. 150 Комаров А.А. 192 Милокова А.М. 259 Комаров А.А. 192 </td <td>Касаткин И.А.</td> <td>120</td> <td></td> <td></td>	Касаткин И.А.	120		
Касперович О.М. 230 Майоров А.Л. 167 Кагаржис В.А. 247 Макаренко О.А. 153 Кашаед, К.А. 197 Малашсико В.В. 207 Малашсико Т.И. 207 Киселёва Т.Ю. 11 Малыгин Г.А. 144 Клевцов Г.В. 262 Марков О.И. 83 Клубович В.В. 620, 323 Марусович Е.И. 285 Ковалёва С.А. 11 Матросов В.Н. 26, 27, 29 Коваличук А.В. 156, 159 Магросов Т.А. 26, 27, 29 Коваличук А.В. 150 Мигель И.А. 183, 186, 189 Комаров А.И. 61 Мигокина С.Н. 317, 320 Комаров А.И. 61 Мигисль И.А. 183, 186, 189 Комаров А.И. 61 Мигисль И.А. 11, 302 Комарова И.А. 104, 107 Мигисль И.А. 183, 186, 189 Комаров А.И. 61 Мигисль И.А. 11, 302 Комарова И.А. 104, 107 Мигисль И.А. 137, 320 Комарова И.В. 99, 102, 104, 107 Мигисль И.А. 129 Коповалов С.В. 96, 102, 104, 107 Мигийскова А. 129 Коповалов С.В. 96, 102, 104, 107 Мигийскова С. 123 Копоеалова А.В. 192, 195 Мигийский В.Б. 165 Королен А.О. 111 Мигийский В.Б. 165 Королен А.И. 137 Коноголень Е.А. 70 Молоксее М.С. 173 Копоельск Е.А. 70 Молоксее М.С. 173 Копоельск Е.А. 70 Молоксее М.С. 173 Королев А.И. 131 Крансекий Л.Г. 227 Мозжаров С.Е. 67, 70 Копонскев В.А. 144 Краликич А.В. 311 Крансекий Л.Г. 125 Назоров А.А. 35 Кривогуз Ю.М. 153 Нарушков С.О. 255 Кривогуз Ю.М. 153 Нарушков С.О. 255 Кривиера Д.А. 177 Нарыкова М.В. 9 Кузнецов П.М. 142 Негомиящая В.В. 203 Кузнецов П.М. 142 Негомиящая В.В. 203 Ку	Каско В.И.	308	Мавлютов А.М.	120
Катаржис В.А. 247 Макаренко О.А. 153 Кашевич И.Ф. 67 Малашенко В.В. 207 Кисевиов Г.В. 262 Марков Г.В. 255 Клевпов Н.А. 262 Марков О.И. 83 Клубович В.В. 6, 320, 323 Марков О.И. 83 Коловалев С.А. 11 Марково В.Н. 26, 27, 29 Ковалева С.А. 11 Марсова В.Н. 26, 27, 29 Ковальчук А.В. 156, 159 Матросова В.Н. 26, 27, 29 Ковальчук А.В. 156, 159 Матросова В.Н. 26, 27, 29 Ковальчук А.В. 156, 159 Матросова В.Н. 26, 27, 29 Комарав А.В. 192 Митокина С.Н. 117, 320 Комарав А.А. 192 Милокова А.М. 259 Комарав А.В. 192 Милокова А.М. 259 Комарав А.В. 104, 107 Мисоченко А.А. 129 Коновалов С.Б. 96, 102, 104, 107 Мисайлова С.В. 294 Коновалов С.Б. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалов С.Б. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В.	Касперович О.М.	230	Майоров А.Л.	167
Кашаед Е.А. 197 Малашенко В.В. 207 Кашевич И.Ф. 67 Малашенко Т.И. 207 Киссейва Т.Ю. 11 Малашенко Т.И. 207 Киссейва Т.Ю. 11 Марков Г.В. 255 Клевцова Н.А. 262 Марков Г.В. 255 Клевцова Н.А. 262 Марков Г.В. 255 Ковальбра С.А. 11 Марков Г.В. 26, 27, 29 Ковальбук А.В. 156, 159 Матросов В.Н. 26, 27, 29 Ковальбук А.В. 282 Мерсон Е.Д. 47, 262 Комаулов В.В. 282 Мерсон Е.Д. 47, 262 Комаров А.И. 61 Миллокина С.Н. 317, 320 Комаров А.И. 61 Миллокина С.Н. 317, 320 Комарова В.И. 61 Миллокона А.М. 29 Комарова В.И. 61 Миллокова А.М. 29 Комарова А.А. 104, 107 Мисник М.П. 150 Комарова А.Б. 92, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов С.В.	Катаржис В.А.	247	Макаренко О.А.	153
Кашевич И.Ф. 67 Малашснко Т.И. 207 Киселёва Т.Ю. 11 Малыгин Г.А. 144 Клевцов Г.В. 262 Марков О.И. 83 Клубович В.В. 6, 320, 323 Марков О.И. 83 Клубович В.В. 6, 320, 323 Марков О.И. 83 Ковалёва С.А. 11 Матросов В.Н. 26, 27, 29 Ковалия С.А. 13 47, 262 Мерсон Д.Л. 47 Кохолиюв Т.Г. 253 Мерсон Д.Л. 47 50 Колтанциков В.Л. 150 Мигель И.А. 183, 186, 189 Комарав А.А. 150 Комаров А.А. 192 Милюкова А.М. 259 Комарова В.И. 61 Мигельска А.А. 129 Конарава В.И. 61 Мигельска А.А. 129 Конарава В.И. 150 Конарава А.А. 129 Конарава С.Е. 167 Мигельска А.А. 129 Коновалов А.А. 129 Коновалов С.Е. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.Е. 67, 70 Коновалов А.А. 129	Кашаед Е.А.	197	Малашенко В.В.	207
Кисслёва Т.Ю. 11 Мальнтин Г.А. 144 Клевцов Г.В. 262 Марков Г.В. 255 Клявнов Н.А. 262 Марков О.И. 83 Клубович В.В. 6, 320, 323 Марукович Е.И. 285 Марков И.А. 26, 27, 29 Ковальтук А.В. 156, 159 Матросова Т.А. 26, 27, 29 Ковальтук А.В. 150 Митросова Т.А. 150 Колядациков В.Л. 150 Митель И.А. 183, 186, 189 Комар В.А. 192 Милюкина С.Н. 317, 320 Комаров А.И. 61 Миликокова А.М. 259 Комарова В.И. 61 Миликокова А.М. 259 Комарова И.А. 161 Миликокова А.М. 259 Комарова И.А. 164 Миликокова А.М. 259 Комарова В.И. 61 Миликокова А.М. 259 Комовалов С.В. 96, 102, 104, 107 Миссиченк В.Т. 111, 302 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Миссиченко А.А. 129 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Миликова С.В. 294 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Милокова А.В. 192, 195 Михайлова С.Е. 67, 70 Молокекев М.С. 173 Константинов В.М. 156, 159, 273 Мордынский В.Б. 165 Корбит А.А. 225 Морозов К.В. 99 Курамска А.Ю. 111 Мышковец В.Н. 282 Костюк Д.А. 107 Мышковец В.Н. 282 Косток Д.А. 107 Мышковец В.Н. 282 Куравеца Д.А. 195 Назаров А.А. 35 Кривочя А.В. 311 Кравцевич А.В. 311 Кузаецов Д.А. 195 Назаров А.А. 35 Кривочя А.А. 221, 131 Невский С.А. 102 Кузаецов Д.А. 195 Назаров А.А. 35 Кривочя В.А. 227 Николаев В.И. 144 Кузак М.М. 6 Курарсов В.А. 227 Николаев В.И. 144 Курак М.М. 62 Осинцев К.А. 107 Ланковский А.С. 233 Легкоступов С.А. 298, 317 Нантелеев К.В. 267, 270 Пафилов П.Е. 90 Пасфилов К.Д. 73 Лоокакий А.В. 37	Кашевич И.Ф.	67	Малашенко Т.И.	207
Клевцов Г.В. 262 Марков Г.В. 255 Клевцова Н.А. 262 Марков О.И. 83 Клубович В.В. 6, 320, 323 Марков О.И. 83 Ковальчук А.В. 156, 159 Матросова Т.А. 26, 27, 29 Ковальчук А.В. 156, 159 Матросова Т.А. 26, 27, 29 Ковальчук А.В. 263 Мерсоо Д.Л. 47 Кожушко В.В. 282 Мечай А.А. 150 Коллациков В.Л. 150 Митель И.А. 183, 186, 189 Комаров А.М. 61 Милокова А.М. 259 Комаров А.И. 61 Милокова А.М. 259 Комарова В.И. 61 Милокова А.М. 29 Комарова А.В. 192, 195 Микайлова С.В. 294 Коновалов А.Г. 227 Мозжаров С.Е. 67, 70 Конопелько Е.А. 70 Молокеев М.С. 173 Коройиг А.А. 225 Морзылекий В.Б. 165 Коройиг А.А. 225 Морзылекий В.Б. 165 Коройиг А.А. <td>Киселёва Т.Ю.</td> <td>11</td> <td>Малыгин Г.А.</td> <td>144</td>	Киселёва Т.Ю.	11	Малыгин Г.А.	144
Клевцова Н.А. 262 Марков О.И. 83 Клубович В.В. 6, 320, 323 Марков О.И. 83 Коралёва С.А. 11 Марков О.И. 83 Ковалёва С.А. 11 Марросов В.Н. 26, 27, 29 Ковальячук А.В. 156, 159 Матросов А.А. 26, 27, 29 Кожошов Т.Т. 253 Мерсон Е.Д. 47, 262 Кожушко В.В. 282 Мечай А.А. 150 Комаров А.А. 192 Милокова А.М. 259 Комаров А.И. 61 Милокова А.М. 259 Комаров А.В. 192, 105 Михайлова С.В. 294 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.А. 120 Морозов К.В. 99 Коновалов А.Ю. 111 Мышилее В.М. 165 Королев А.Ю. 111 <td>Клевцов Г.В.</td> <td>262</td> <td>Марков Г.В.</td> <td>255</td>	Клевцов Г.В.	262	Марков Г.В.	255
Клубович В.В. 6, 320, 323 Ковалева С.А. 11 Ковалева К.А. 11 Ковалеву К. В. 156, 159 Ковальчу К. В. 156, 159 Ковальчу К. В. 156, 159 Ковальчу К. В. 26, 27, 29 Матросова Г.А. 26, 27, 29 Матросова Г.А. 26, 27, 29 Мерсон Д.Л. 47 Кохошов Б.В. 282 Мерсон Е.Д. 47, 262 Мерсон Е.Д. 47, 262 Мерсон В.Д. 47 Комаров А.И. 61 Милокова А.М. 259 Комарова В.И. 61 Комарова В.И. 61 Комовалов С.Е. 167 Коновалов А.В. 192, 194, 107 Коновалов А.В. 192, 195 Комовалов А.В. 192, 195 Комовалов А.В. 192, 195 Комовалов В.П. 31 Корбит А.А. 225 Корбит А.А. 225 Корова В.Л. 31 Корова В.И. 156, 159, 273 Корова В.П. 31 Корова В.И. 111 Косинов Д.А. 107 Королев А.Ю. 111 Корова В.А. 311 Кравневич А.В. 311 Кравневич А.В. 311 Кузаециов Д.А. 177 Кузаециов Д.А. 195 Кузаецик О.О. 222 Кузаециов Д.А. 227 Кузаецик О.О. 222 Кузаециов Д.А. 195 Кузаецик О.О. 222 Кузаециов Д.А. 195 Кузаецик О.О. 222 Кузаеции О.В. 222 Кузаециов Д.А. 195 Кузаецик О.О. 222 Кузаециов Д.А. 195 Кузаецик О.О. 222 Кузаеция А.В. 267 Сосова Г.И. 221 Кузаецик О.О. 222 Кузаецик О.О. 222 Кузаеция А.В. 267 Сосова Г.И. 221 Кузаецик О.О. 222 Кузаецик О.О. 223 Кузаецик О.О. 223 Кузаецик О.О. 233 Сосова Г.И. 22 Кузаецик О.С. 233 Сосова Г.И. 22 Кузаецик О.С. 236 Сосова Г.И. 22 Кузаецик О.С. 237 Парадинец В.В. 197 Парадинец В.В. 197 Парадинец В.В. 170 Парадинец В.В. 170 Парадинец В.В. 170 Парадинец В.В. 170 Парадинец В.В. 170	Клевцова Н.А.	262	Марков О.И.	83
Ковалёва С.А. 11 Матросов В.Н. 26, 27, 29 Ковальчук А.В. 156, 159 Матросов Т.А. 26, 27, 29 Ковшик И.А. 273 Мерсон Д.Л. 47 Кожошов Т.Т. 253 Мерсон Д.Л. 47 Кожошков В.Л. 150 Митељ И.А. 183, 186, 189 Колапашков В.Л. 150 Митокина С.Н. 317, 320 Комаров А.И. 61 Милокина С.Н. 317, 320 Комарова В.И. 61 Милокина С.Н. 317, 320 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Мисеченко А.А. 129 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.П. 227 Мозжаров С.Е. 67, 70 Коновалов С.В. 156, 159, 273 Мордынский В.Б. 165 Коровов В.П. 31 Мурашкин М.С. 120 Коррове В.П. 31 Мо	Клубович В.В.	6, 320, 323	Марукович Е.И.	285
Ковальчук А.В. 156, 159 Матросова Т.А. 26, 27, 29 Ковшик И.А. 273 Мерсон Е.Д. 47 Кожошов Т.Т. 253 Мерсон Е.Д. 47, 262 Кожишко В.В. 282 Мечай А.А. 150 Комаров А.И. 61 Милокина С.Н. 317, 320 Комаров А.И. 61 Милокина С.Н. 317, 320 Комарова В.И. 61 Милокина С.Н. 317, 320 Комарова В.И. 61 Милокина С.Н. 317, 320 Комарова В.И. 61 Милокина С.Н. 259 Комарова С.Е. 167 Милокина С.Н. 129 Коновалов С.Е. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.Г. 227 Мозакаров С.Е. 67, 70 Коновалов А.Г. 227 Мозакаров С.Е. 67, 70 Корбит А.А. 225 Мордынский В.Б. 165 Коройко А.А. 129 Комаров В.Ц. 31 Корасива Д.А. 107 Мышлиевц В.Н. 282 Коогоко Д.А.	Ковалёва С.А.	11	Матросов В.Н.	26, 27, 29
Ковшик Й.А. 273 Мерсон Д.Л. 47 Кожушко В.В. 282 Мечай А.А. 150 Комаров А. 192 Милюкина С.Н. 183, 186, 189 Комаров В.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комовов В.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комаров В.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комарова В.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комовалов Г.Е. 167 Митерия В.Т. 111, 302 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.Г. 227 Мозакров С.Е. 67, 70 Корбиг А.А. 225 Морозов К.В. 80 Короков В.П. 31 Мурашкин М.Ю. 120 Короков А.П. 121 Мышковец В.Н. 282 Косток Д.А.	Ковальчук А.В.	156, 159	Матросова Т.А.	26, 27, 29
Кожошов Т.Т. 253 Мерсон Е.Д. 47, 262 Кожушко В.В. 282 Мечай А.А. 150 Комар В.А. 192 Мигель И.А. 183, 186, 189 Комаров А.И. 61 Милюкина С.Н. 317, 320 Комарова В.И. 61 Милюкина С.Н. 317, 320 Комарова В.И. 61 Милюкива А.М. 259 Комарова В.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комарова В.И. 104, 107 Мисчик М.П. 150 Коновалов Г.Е. 167 Мисоченко А.А. 129 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов С.А. 70 Мозжаров С.Е. 67, 70 Коновалов С.А. 225 Морозов К.В. 99 Корсьив К.И. 111 Мышкие В.Н. 120 Корозов В.П. 31 Мурашкин М.Ю. 120 Костнок Д.А. 107 Мышкиевец В.Н. 282 Костнок Д.А. 170 Мышкиевец В.Н. 282 Костнок Д.А. 171 Нарыкова М.В. 9 Краневский Л.Г. 125	Ковшик И.А.	273	Мерсон Д.Л.	47
Кожушко В.В. 282 Мечай А.А. 150 Колпациков В.Л. 150 Митель И.А. 183, 186, 189 Комаров А.И. 61 Милокова А.М. 259 Комаров А.И. 61 Милокова А.М. 259 Комаров А.И. 104, 107 Мисчик М.П. 150 Комосарова И.А. 104, 107 Мисчик М.П. 150 Комовалова С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалова А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалова А.В. 192, 73 Морозавов К.В. 99 Корбит А.А. 225 Молокеев М.С. 173 Королев А.Ю. 111 Мышклеве М.И. 120 Королев А.Ю. 111 Мышковец В.Н. 282 Косток Д.А. 177 Назаров А.А. 35	Кожошов Т.Т.	253	Мерсон Е.Д.	47, 262
Колпащиков В.Л. 150 Мигель И.А. 183, 186, 189 Комаров А.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комаров В.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комаров В.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комарова В.И. 104, 107 Милченя В.Т. 111, 302 Коновалов Г.Е. 167 Мигорич Г.С. 282 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.Г. 227 Молокеев М.С. 173 Коновалов А.Г. 227 Молокеев М.С. 173 Коноснатичнов В.М. 156, 159, 273 Моразов С.В. 99 Королее А.Ю. 111 Мышковец В.Н. 120 Королее А.Ю. 111 Мышковец В.Н. 282 Костнок Д.А. 107 Мышковец В.Н. 282 Королее А.Ю. 111 Мышковец В.Н. 282 Костнок Д.А. 177 Назаров А.А. 35 Кравенеский Л.Г. 125 Назаров А.А. 35 Кравенеский Л.Г. 125 Назаров А.А. 35 Кривелуз Ю.М.	Кожушко В.В.	282	Мечай А.А.	150
Комар В.А. 192 Милюкина С.Н. 317, 320 Комаров А.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комарова В.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комарова И.А. 104, 107 Мисник М.П. 150 Кондратьев С.Ю. 123 Мисоченко А.А. 129 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлов М.С. 123 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлов М.С. 123 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.А. 225 Морзжаров С.Е. 67, 70 Корбит А.А. 225 Морзжаров С.Е. 99 Коржов В.П. 31 Мурашкин М.Ю. 120 Корорите А.Ю. 111 Мышляев М.М. 6 Кравцевич А.В. 311 Косток Д.А. 177 Кравцевич А.В. 311 Кравцевич А.В. 9 Кривеский Д	Колпащиков В.Л.	150	Мигель И.А.	183, 186, 189
Комаров А.И. 61 Милюкова А.М. 259 Комарова В.И. 61 Минченя В.Т. 111, 302 Комарова В.И. 104, 107 Мисченя В.Т. 111, 302 Комарова И.А. 104, 107 Мисченя К.П. 150 Комарова Г.Е. 167 Мисченк О.А. 129 Коновалов С.В. 96, 102, 104, 107 Михайлов М.С. 123 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Кононов А.Г. 227 Мозжаров С.Е. 67, 70 Коностантинов В.М. 156, 159, 273 Моразмеров С.Е. 67, 70 Корков В.П. 31 Мурашкин М.Ю. 120 Королев А.Ю. 111 Мышковец В.Н. 282 Косток Д.А. 107 Мышковец В.Н. 282 Косток Д.А. 177 Назаров А.А. 35 Кравневкий Л.Г. 125 Назаров А.А. 35 Кривогуз Ю.М. 153 Нарыкова М.В. 9 Крымская О.А. 52, 131 Невский С.А. 102 Кузнец	Комар В.А.	192	Милюкина С.Н.	317, 320
Комарова В.И.61Минченя В.Т.111, 302Комиссарова И.А.104, 107Мисчик М.П.150Кондратьев С.Ю.123Мисоченко А.А.129Коновалов Г.Е.167Миторич Г.С.282Коновалов С.В.96, 102, 104, 107Михайлова С.В.294Коновалов А.В.192, 195Михайлова С.В.294Коновалов С.А.227Мозжаров С.Е.67, 70Коновалов А.В.192, 195Михайлова С.В.294Коновалов С.А.227Мозжаров С.Е.67, 70Коновалов А.В.156, 159, 273Морозов К.В.99Королев А.Ю.111Мышкин В.Б.165Королев А.Ю.111Мышкин Н.К.147Косинов Д.А.107Мышкин Н.К.147Красневский Л.Г.125Назаров А.А.35Кривотуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кривотуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кузнецов П.М.142Некский С.А.102Кузнецов П.М.142Немцев В.А.93Кузнецов П.М.142Неский С.А.102Кузнецов П.М.222288Николаев В.И.144Курилёнок А.А.222288Посановский А.С.233Курилёнок А.А.222233Овсеенко Л.В.197Палетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лаенчик С.В.166Паридичец В.В.170Лобановский Л.С.73Панфилов П.Е.90Лаенчик С.В.<	Комаров А.И.	61	Милюкова А.М.	259
Комиссарова И.А. 104, 107 Мисник М.П. 150 Кондратьев С.Ю. 123 Мисоченко А.А. 129 Коновалов Г.Е. 167 Миторич Г.С. 282 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлова С.В. 294 Кононов А.Г. 227 Молокеев М.С. 173 Конотелько Е.А. 70 Молокеев М.С. 173 Конораль К.В. 295 Моровь К.В. 99 Корбит А.А. 225 Моровь К.В. 99 Королев А.Ю. 111 Мышкин Н.К. 147 Костюк Д.А. 107 Мышкие В.Н. 282 Костюк Д.А. 170 Мышкие В.А. 35 Кравсенич А.В. 311 Кравсенич А.В. 311 Кузнечи А.В. 107 Нарыкова М.В. 9 Кравсени А.А. 152 Нарыкова М.В. 9 Кравсени А.А. 195 <td>Комарова В.И.</td> <td>61</td> <td>Минченя В.Т.</td> <td>111, 302</td>	Комарова В.И.	61	Минченя В.Т.	111, 302
Кондратьев С.Ю. 123 Мисоченко А.А. 129 Коновалов Г.Е. 167 Миторич Г.С. 282 Коновалов А.В. 192, 195 Михайлов М.С. 123 Коностантинов В.М. 156, 159, 273 Молокеев М.С. 173 Королев А.Ю. 111 Мышкин М.Ю. 120 Корток Д.А. 107 Мышкин М.К. 147 Костюк Д.А. 107 Мышкин М.К. 120 Коравцевич А.В. 311 Красневский Л.Г. 125 Назаров А.А. 35 Кривелуз Ю.М. 153 Нарыкова М.В. 9 Кузнецов П.М. 142 Невский С.А. 102 Кузнецов П.М. 142 Немцев В.А. 33 Кузнецов П.М. 142 Немомляв В.И. 144 Кузнецов Д.А. 227 Никилаав В.И.	Комиссарова И.А.	104, 107	Мисник М.П.	150
Коновалов Г.Е.167Митюрич Г.С.282Коновалов С.В.96, 102, 104, 107Михайлова А.В.123Коновалова А.В.192, 195Михайлова С.В.294Конопе А.Г.227Мозжаров С.Е.67, 70Конопекь С.А.70Молжеев М.С.173Константинов В.М.156, 159, 273Мордынский В.Б.165Корбит А.А.225Морозов К.В.99Корков В.П.31Мурашкин М.Ю.120Косинов Д.А.107Мышкив Н.К.147Косинов Д.А.107Мышкивен В.Н.282Костюк Д.А.170Мышкивен В.Н.282Кравцевич А.В.311Кривоеги В.Н.282Кривогуз Ю.М.153Назаров А.А.35Кузнецов Д.А.195Назаров А.А.102Кузнецов Д.А.195Немцев В.А.93Кузнецов Д.А.195Немцев В.А.93Кузнецов В.М.6Никитина Е.Н.265Кукарско В.А.222, 288Никитина Е.Н.265Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Курилёнок А.А.222, 288Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Гантелеев К.В.267, 270Лапковский А.С.233Гантелеев К.В.267, 270Лапковский А.С.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170Ларадинец В.В.16Парадинец В.В.	Кондратьев С.Ю.	123	Мисоченко А.А.	129
Коновалов С.В.96, 102, 104, 107Михайлов М.С.123Коновалова А.В.192, 195Михайлова С.В.294Кононов А.Г.227Мозжаров С.Е.67, 70Конопелько Е.А.70Молокеев М.С.173Корбит А.А.225Мордынский В.Б.165Корбит А.А.225Мордынский В.Б.165Королев А.Ю.111Мышкин Н.К.147Костнок Д.А.107Мышляев М.М.6Кравцевич А.В.311Красневский Л.Г.125Кравцевич А.В.311Краневский Л.Г.255Кривогуз Ю.М.153Назаров А.А.35Кузнецов Д.А.195Назаров А.А.35Кузнецов Д.А.195Невский С.А.102Кузнецов П.М.142Непомняща В.В.203Кузнецов П.М.142Непомняща В.В.203Кузнецов П.М.222, 288Николаев В.И.144Кулак М.М.6Никулин С.А.161Курлейнок А.А.222, 288Осенко Л.В.197Кушаренко В.М.262Осенко Л.В.197Орлова Т.С.220Сончицев К.А.107Лалковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Пафилов П.Е.90Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170	Коновалов Г.Е.	167	Митюрич Г.С.	282
Коновалова А.В.192, 195Михайлова С.В.294Кононов А.Г.227Мозжаров С.Е.67, 70Конопелько Е.А.70Молокеев М.С.173Конотантинов В.М.156, 159, 273Мордынский В.Б.165Корбит А.А.225Морозов К.В.99Королев А.Ю.111Мышкин Н.К.147Коспнов Д.А.107Мышкин Н.К.147Коспнов Д.А.107Мышкиен В.Н.282Костнок Д.А.170Мышкиен В.Н.282Корбит А.А.255Назаров А.А.35Кравцевич А.В.311КККрасневский Л.Г.125Назаров А.А.35Кривогуз Ю.М.153Нарыкова М.В.9Кузнецов Д.А.195Нееккий С.А.102Кузнецов Д.А.195Нееккий С.А.102Кузнецов П.М.142Нетомнящая В.В.203Кузнецов П.М.142Нетомнящая В.В.203Кузнецов П.М.183, 186, 189, 219Кушнаренко В.М.22Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Орлова Т.С.220Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Пафилов П.Е.90Лаеккий И.В.37Парадинец В.В.170	Коновалов С.В.	96, 102, 104, 107	Михайлов М.С.	123
Кононов А.Г. 227 Мозжаров С.Е. 67, 70 Конопелько Е.А. 70 Молокеев М.С. 173 Константинов В.М. 156, 159, 273 Мораннский В.Б. 165 Корова В.П. 31 Мурашкин М.Ю. 120 Королов А.Ю. 111 Мышкин Н.К. 147 Костнок Д.А. 107 Мышкиев В.Н. 282 Костюк Д.А. 107 Мышкиевец В.Н. 282 Костюк Д.А. 170 Мышкиевец В.Н. 282 Кравцевич А.В. 311 Кравцевич А.В. 311 Кравцевич А.В. 311 Кравцевич А.В. 35 Куравсова М.В. 9 Назаров А.А. 35 Куривогуз Ю.М. 153 Назаров А.А. 35 Куривская О.А. 52, 131 Невский С.А. 102 Кузнецов П.М. 142 Непомнящая В.В. 203 Кузнечи О.О. 222 Никитина Е.Н. 265 Кузакем В.А. 227 Николаев В.И. 144 Курилёнок А.А. 222, 288 Носова Г.И. 22 Кустов А.И. 183, 186, 189, 21	Коновалова А.В.	192, 195	Михайлова С.В.	294
Конопелько Е.А.70Молокеев М.С.173Константинов В.М.156, 159, 273Мордынский В.Б.165Корбит А.А.225Морозов К.В.99Коржов В.П.31Мурашкин М.Ю.120Корлов А.Ю.111Мышковец В.Н.282Костнок Д.А.107Мышковец В.Н.282Косткок Д.А.170Мышковец В.Н.282Косткок Д.А.170Мышковец В.Н.282Косткок Д.А.177Назаров А.А.35Кравцевич А.В.311Конская О.А.52, 131Кривогуз Ю.М.153Нарушков А.А.35Кривченя Д.А.177Нарыкова М.В.9Кузнецов Д.А.195Немкий С.А.102Кузнецов Д.А.195Немкий С.А.102Кузнецов Д.А.195Немкиев В.А.93Кузнецов Д.А.195Немкиев В.А.93Кузнецов Д.А.222Никитина Е.Н.265Кузнецов Д.А.222, 288Николаев В.И.144Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219УОсинцев К.А.107Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Панульков О.Г.150<	Кононов А.Г.	227	Мозжаров С.Е.	67, 70
Константинов В.М.156, 159, 273Мордынский В.Б.165Корбит А.А.225Морозов К.В.99Коржов В.П.31Мурашкин М.Ю.120Королев А.Ю.111Мышкин Н.К.147Косинов Д.А.107Мышковец В.Н.282Костюк Д.А.170Мышковец В.Н.282Костюк Д.А.170Мышковец В.Н.282Кравцевич А.В.311КККравцевич А.В.311К6Кравцевич А.В.153Науршко Е.О.255Кривогуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кузнецов Д.А.195Невский С.А.102Кузнецов Д.А.195Невский С.А.102Кузнецов П.М.142Непомящая В.В.203Кузнецов П.М.142Непомящая В.В.203Кузнерко В.А.227Никитина Е.Н.265Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Лесотча А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Пантелеев К.В.267, 270Ларшутич С.Ф.195Париутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Конопелько Е.А.	70	Молокеев М.С.	173
Корбит А.А.225Морозов К.В.99Коржов В.П.31Мурашкин М.Ю.120Королев А.Ю.111Мышковец В.Н.282Костюк Д.А.107Мышковец В.Н.282Костюк Д.А.170Мышковец В.Н.282Кравцевич А.В.311КККраеневский Л.Г.125Назаров А.А.35Кривогуз Ю.М.153Нарршко Е.О.255Кривченя Д.А.177Нарыкова М.В.9Кузнецов Д.А.195Немцев В.А.93Кузнецов П.М.142Непонящая В.В.203Кузнецов П.М.142Неимиев В.А.93Кузнецов К.А.227Николаев В.И.144Куралёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кушаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Одлова К.С.233Легкоступов С.А.298, 317Пантелеев К.В.267, 270Лалетин В.М.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.195Ломакин И.В.37	Константинов В.М.	156, 159, 273	Мордынский В.Б.	165
Коржов В.П.31Мурашкин М.Ю.120Королев А.Ю.111Мышкин Н.К.147Косинов Д.А.107Мышковец В.Н.282Костюк Д.А.170Мышляев М.М.6Кравцевич А.В.311Кравсневский Л.Г.125Назаров А.А.35Кривогуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кривогуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кривечя Д.А.177Нарыкова М.В.9Крымская О.А.52, 131Невский С.А.102Кузнецов Д.А.195Немцев В.А.93Кузнецов Д.А.195Неиомнящая В.В.203Кузнецов Л.М.142Непомнящая В.В.203Кузнецов Л.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Орлова Т.С.120Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Легоступов С.А.298, 317Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Корбит А.А.	225	Морозов К.В.	99
Королев А.Ю.111Мышкин Н.К.147Косинов Д.А.107Мышковец В.Н.282Костюк Д.А.170Мышковец В.Н.282Костюк Д.А.170Мышковец В.Н.282Кравцевич А.В.311Красневский Л.Г.125Назаров А.А.35Кривогуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кривченя Д.А.177Нарыкова М.В.9Кузнецов Д.А.195Невский С.А.102Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кушнаренко В.М.262Овсенко Л.В.197Орлова Т.С.120Осинцев К.А.107Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Париутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Коржов В.П.	31	Мурашкин М.Ю.	120
Косинов Д.А.107Мышковец В.Н.282Костюк Д.А.170Мышляев М.М.6Кравцевич А.В.311Назаров А.А.35Кравсневский Л.Г.125Назаров А.А.35Кривогуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кривченя Д.А.177Нарыкова М.В.9Кузнецов Д.А.195Невский С.А.102Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кушнаренко В.М.262Овсенко Л.В.197Орлова Т.С.120Осинцев К.А.107Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Париутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Королев А.Ю.	111	Мышкин Н.К.	147
Костюк Д.А.170Мышляев М.М.6Кравцевич А.В.311Назаров А.А.35Кривогуз Ю.М.153Назаров А.А.35Кривогуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кривченя Д.А.177Нарыкова М.В.9Крымская О.А.52, 131Невский С.А.102Кузнецов Д.А.195Непомнящая В.В.203Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Курарско В.А.227Николаев В.И.144Курак М.М.6Никулин С.А.161Курилёнок А.А.222, 288Юсова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Орлова Т.С.120Осинцев К.А.107Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Легкоступов С.А.298, 317Пантелеев К.В.267, 270Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Париутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Косинов Д.А.	107	Мышковец В.Н.	282
Кравцевич А.В.311Красневский Л.Г.125Кривогуз Ю.М.153Кривогуз Ю.М.153Кривченя Д.А.177Крымская О.А.52, 131Кузнецов Д.А.195Кузнецов П.М.142Кузнечик О.О.222Кукареко В.А.227Кудак М.М.6Курилёнок А.А.222, 288Кустов А.И.183, 186, 189, 219Кушнаренко В.М.262Лалетин В.М.73, 86Лагковский А.С.233Легкоступов С.А.298, 317Леотчик С.В.192Лаотчик С.В.192Лаотчик И.В.16Лобановский Л.С.73Ломакин И.В.37	Костюк Д.А.	170	Мышляев М.М.	6
Красневский Л.Г.125Назаров А.А.35Кривогуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кривченя Д.А.177Нарыкова М.В.9Крымская О.А.52, 131Невский С.А.102Кузнецов Д.А.195Немцев В.А.93Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227,Николаев В.И.144Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Ушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Кравцевич А.В.	311		
Кривогуз Ю.М.153Нарушко Е.О.255Кривченя Д.А.177Нарыкова М.В.9Крымская О.А.52, 131Невский С.А.102Кузнецов Д.А.195Немцев В.А.93Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Кулак М.М.6Никулин С.А.161Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Орлова Т.С.120Орлова Т.С.120Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Красневский Л.Г.	125	Назаров А.А.	35
Кривченя Д.А.177Нарыкова М.В.9Крымская О.А.52, 131Невский С.А.102Кузнецов Д.А.195Немцев В.А.93Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Кулак М.М.6Никулин С.А.161Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Кривогуз Ю.М.	153	Нарушко Е.О.	255
Крымская О.А.52, 131Невский С.А.102Кузнецов Д.А.195Немцев В.А.93Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Кулак М.М.6Никулин С.А.161Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Гантелеев К.В.267, 270Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Кривченя Д.А.	177	Нарыкова М.В.	9
Кузнецов Д.А.195Немцев В.А.93Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Кулак М.М.6Никулин С.А.161Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Лескоступов С.А.298, 317Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Парадинец В.В.170Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Крымская О.А.	52, 131	Невский С.А.	102
Кузнецов П.М.142Непомнящая В.В.203Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Кулак М.М.6Никулин С.А.161Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Пенязьков О.Г.150	Кузнецов Д.А.	195	Немцев В.А.	93
Кузнечик О.О.222Никитина Е.Н.265Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Кулак М.М.6Никулин С.А.161Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Кузнецов П.М.	142	Непомнящая В.В.	203
Кукареко В.А.227Николаев В.И.144Кулак М.М.6Никулин С.А.161Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Пенязьков О.Г.150	Кузнечик О.О.	222	Никитина Е.Н.	265
Кулак М.М.6Никулин С.А.161Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Пенязьков О.Г.150	Кукареко В.А.	227	Николаев В.И.	144
Курилёнок А.А.222, 288Носова Г.И.22Кустов А.И.183, 186, 189, 219Овсеенко Л.В.197Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Легкоступов С.А.298, 317Пантелеев К.В.267, 270Леота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Кулак М.М.	6	Никулин С.А.	161
Кустов А.И.183, 186, 189, 219Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Осинцев К.А.107Легкоступов С.А.298, 317Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паншутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Курилёнок А.А.	222, 288	Носова Г.И.	22
Кушнаренко В.М.262Овсеенко Л.В.197Лалетин В.М.73, 86Орлова Т.С.120Лапковский А.С.233Осинцев К.А.107Легкоступов С.А.298, 317Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паншутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Кустов А.И.	183, 186, 189, 219		
Лалетин В.М.73, 86Орлова Т.С.120Лапковский А.С.233Осинцев К.А.107Легкоступов С.А.298, 317Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Кушнаренко В.М.	262	Овсеенко Л.В.	197
Лалетин В.М.73, 86Осинцев К.А.107Лапковский А.С.233Пантелеев К.В.267, 270Легкоступов С.А.298, 317Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150			Орлова Т.С.	120
Лапковский А.С.233Легкоступов С.А.298, 317Леончик С.В.192Лесота А.В.16Лобановский Л.С.73Ломакин И.В.37	Лалетин В.М.	73, 86	Осинцев К.А.	107
Легкоступов С.А.298, 317Пантелеев К.В.267, 270Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Лапковский А.С.	233		
Леончик С.В.192Панфилов П.Е.90Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Легкоступов С.А.	298, 317	Пантелеев К.В.	267, 270
Лесота А.В.16Парадинец В.В.170Лобановский Л.С.73Паршутич С.Ф.195Ломакин И.В.37Пенязьков О.Г.150	Леончик С.В.	192	Панфилов П.Е.	90
Лобановский Л.С. 73 Паршутич С.Ф. 195 Ломакин И.В. 37 Пенязьков О.Г. 150	Лесота А.В.	16	Парадинец В.В.	170
Ломакин И.В. 37 Пенязьков О.Г. 150	Лобановский Л.С.	73	Паршутич С.Ф.	195
	Ломакин И.В.	37	Пенязьков О.Г.	150

Перегудов О.А.	99	Столяров В.В.	21, 129
Перлович Ю.А.	52, 131	Сундеев Р.В.	22
Пермякова И.Е.	25, 43	Сырцов С.Р.	73
Песецкий С.С.	153, 163	-	
Пестряков Е.В.	26, 27, 29	Тарасова Л.С.	173
Петрашко В.В.	195	Телущенко Е.А.	93
Петров С.Н.	123	Тимашев Р.Б.	144
Петроченко Т.П.	308	Тувшинтур П.	58
Петрушеня А.Ф.	230	Тюфтяев А.С.	247
Пигалева И.Н.	262	1	
Платов С.И.	76. 81	Удод Л.В.	173
Плужников С Н	135	Ульянова Т М	197
Плужникова Т Н	135 138	Ушеренко С М	285
Поллубная Н Н	86	Ушеренко Ю С	285
Попова О С	325		200
Приезжева А Н	64	Фарманди А Ж	239
Пронько Е В	302	Федоров В А	135 138 1/1 1/2
Проныко Г.Б.	314	Федоров Б.А.	139, 130, 141, 142
Пряхин С.С.	122	Φ	52 121
Пишник А.D.	123	Фесенко В.А.	52, 151
Пульнев С.А.	144	Филатов С.А.	38 212
ПЫСК А.В.	195	Филоненко В.П.	213
р пи	105	Фронтасьева М.В.	192
Ракицкая Л.И.	195	V DM	1(1 070
Ревяко М.М.	230	Хаткевич В.М.	161, 279
Реснина Н.Н.	37,40	Ховатов П.А.	200
Ровоа И.А.	311	Ходан Е.П.	225
Рогачев С.О.	161	Хрипунов Ю.В.	83
Романов А.Е.	23	Хрол Е.З.	230
Романов В.А.	73		
Рубаник В.В.	16, 35, 37, 111, 296,	Царенко Ю.В.	35, 55
	298, 302, 308, 317, 320,	Цуран В.В.	259
	323, 325	Цыбульская Л.С.	227
Рубаник В.В. мл.	16, 37, 203, 298, 302,		
	308, 314, 317, 320, 323	Чеканов С.В.	52, 131
Румянцева И.Н.	114	Черняева Е.В.	108
Русинов П.О.	91	Чикова Т.С.	200
Рыбаков А.А.	147		
		Шавелкина М.Б.	247
Савченко А.Л.	111	Шадурский А.В.	320, 323
Сазонов М.И.	279	Шалимова А.В.	22
Самигуллина А.А.	35	Шарифзянов В.Г.	285
Саркисян С.О.	239	Шашура Л.И.	311
Сарычев В.Д.	102	Швенов В.Н.	192
Свириленок А.И.	3	Шевченко В.В.	163
Свириленок А И	311	Шевченок А А	197
Свистун А И	270		43
Святышева Е В	123	Шемпель Н А	192
Сергиенко В П	282		227
Сергиснко Б.н.	40	Шицагарди Г	58
Силоров С Л	135		308 327
Сидоров С.А.	173	Шилин А.д.	308, 327
	50	шилина IVI.D. Шпайэман D D	500, <i>321</i> 6
Слуцкер А.н.	216	шпеизман D.D. Шпипоракий О.М	58
Солдатенко П.П.	210 02		205
Сорокин В.В.	75 222 289	шурмелевич Д.Д.	525 25
Сосновский И.А.	222, 288 165	шурыгина Н.А.	23 67 70 72
Спектор Н.О.	103	Шут В.Н.	0/, /0, /3
Степаненко В.Н.	93	Шухно Н.Л.	328

Яковлев А.В. Якубовская С.В. Якушев П.Н. Янусов В.А. Янушкевич К.И. Янченко В.В. Ярополова Н.Г. Ярославцев А.В.	135, 138 225 144 328 173, 177 70 104 76, 81	Hong M.H. Ivanov Yu.F. Kainuma R. Kapralov E.V. Khovaylo V.V. Klimza A.A. Koshovkina V.S. Lebedinsky Y.A.
		Lyange M.V. Majer G G
Astafurova E.G. Bashchenko L.P. Basov N.A. Bliznyuk L.A. Branovitsky A.M. Budovskikh E.A. Cantaragiu A. Choi K.Y. Dobatkin S.V. Ene A.	66, 89 250 305 305 14 250, 266 192 14 89 192	Maier G.G. Marukovich E.I. Melnikov E.V. Naydenkin E.V. Odessky P.D. Omori T. Petrochenko T.P. Rajkov C.V. Romanov D.A. Rubanik V.V. Shilin A.D.
Golovin I.S. Goncharova E N	206 266	Shilina M.V. Sklenicka V.
Gromov V.E.	245, 246, 250, 266	Sosnin K.V.

1	4
2	250
2	206
2	246
2	206
2	605
6	6 89
1	4
2	206
6	6. 89
1	4
6	6. 89
8	39
8	39
2	206
2	605
2	245 246
2	245 246 266
2	505
2	s05
2	805
c)
2	245
-	

СОДЕРЖАНИЕ

Свириденок А.И. КАК В ЭКОНОМИКЕ ВЫСОКУЮ РЕСУРСОЕМКОСТЬ ЗАМЕНИТЬ НА ВЫСОКУЮ НАУКОЕМКОСТЬ?	3
Клубович В.В., Кулак М.М., Лю Г., Мышляев М.М., Шпейзман В.В. СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА И ВЛИЯНИЕ НА НЕЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ ДЕФОРМАЦИИ	6
Бетехтин В.И., Sklenicka V., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г. ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕ- ТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕС- СОВАНИИ (РКУП)	9
Витязь П.А, Жорник В.И., Ковалёва С.А., Григорьева Т.Ф., Киселёва Т.Ю. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОРОШКОВ МЕТАЛЛИЧЕ- СКИХ И МЕТАЛЛ-ОКСИДНЫХ СИСТЕМ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ МЕХАНИ- ЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ	11
Hong M.H., Choi K.Y., Marukovich E.I., Lebedinsky Y.A., Branovitsky A.M MODELING OF PRECIPITATION KINETICS OF MANGANESE AND COPPER SULFIDES IN INTERSTITIAL FREE STEELS	14
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В. ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКАЯ ЭДС В СПЛАВЕ ТІNІ ПРИ ПРЯМОМ ФАЗОВОМ ПЕРЕХО- ДЕ: ЭКСПЕРИМЕНТ И РАСЧЕТ	16
Столяров В.В. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ТОКОМ	21
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Носова Г.И. АМОРФИЗАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В ХОДЕ ДЕФОРМАЦИИ В КА- МЕРЕ БРИДЖМЕНА	22
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В., Романов А.Е. НОВЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ: ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ.	23
Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Пермякова И.Е. ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ РАЗМЕРОВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ ПРИ ОТЖИГЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	25
Матросов В.Н., Матросова Т.А., Пестряков Е.В. ОКСИДНЫЕ ЭВТЕКТИКИ – НОВЫЙ ЛАЗЕРНЫЙ МАТЕРИАЛ	26
Матросов В.Н., Матросова Т.А., Пестряков Е.В. ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ ДЛЯ СВЕРХМОЩНЫХ ЛАЗЕРОВ.	27
Матросов В.Н., Матросова Т.А., Пестряков Е.В. АВТОМАТИЧЕСКОЕ УПРАВЛЕНИЕ ФОРМОЙ ФРОНТА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	29
Коржов В.П. ТЕХНОЛОГИЯ ТВЕРДОФАЗНОГО ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИА- ЛОВ И СПЛАВОВ	31
Назаров А.А, Самигуллина А.А., Царенко Ю.В., Рубаник В.В. ОДНОВРЕМЕННОЕ ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ УЛЬТРАМЕЛ- КОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ	35

ПРЕССОВАНИЕМ, ПУТЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ	
Беляев С.П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл., Ломакин И.В., Демидова Е.С. БИМЕТАЛЛЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	C. 37
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Сибирев А.В. ПРОЦЕССЫ, ОТВЕТСТВЕННЫЕ ЗА ИЗМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА ТіNi ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ	40
Пермякова И.Е., Глезер А.М., Иванов А.А., Шеляков А.В. МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНЫ СПЛАВОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ	X 43
Мерсон Е.Д., Мерсон Д.Л. КОНФОКАЛЬНАЯ ЛАЗЕРНАЯ СКАНИРУЮЩАЯ МИКРОСКОПИЯ - НОВЫЙ МЕТО КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ФРАКТОГРАФИИ	од 47
Слуцкер А.И., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Гиляров В.Л. СТРУКТУРА ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГИИ В АНГАРМОНИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ	50
Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Чеканов С.В., Фесенко В.А., Крымская О.А. ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В ФОЛЬГЕ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ті–22%Nb–6%Zr ПРИ ИЗГИБЕ	52
Царенко Ю.В., Бобров В.П. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПАРАМЕТРЫ ТЕРМОПАР- НОГО КАБЕЛЯ С МИНЕРАЛЬНОЙ ИЗОЛЯЦИЕЙ	55
Шпилевский Э.М., Филатов С.А., Шилагарди Г., Тувшинтур П., Богорош А.Т. ФУЛЛЕРЕНСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ: СВОЙСТВА И ВОЗМОЖНЫЕ ПРИМЕНН НИЯ	E- 58
Комаров А.И., Комарова В.И. ОСОБЕННОСТИ ТРИБОФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МДО- ПОКРЫТИЯ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КАРБИДА И НИТРИДА ТИТАНА	61
Викарчук А.А., Дорогов М.В., Приезжева А.Н. ФОРМИРОВАНИЕ СЛОИСТЫХ И ВИСКЕРНЫХ СТРУКТУР В МЕДНОМ ПОКРЫТИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА	Ш 64
Astafurova E.G., Maier G.G., Melnikov E.V., Koshovkina V.S. THE EFFECT OF HYDROGENATION ON MECHANICAL PROPERTIES AND DEFOR- MATION MECHANISM IN <144> SINGLE CRYSTALS OF HADFIELD STEEL	66
Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Кашевич И.Ф. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ РОСТА КРИСТАЛЛОВ ТГС-ТГС+Сг НА ФОРМИРОВАНИЕ РЕГУЛЯРНОЙ ПРИМЕСНОЙ СТРУКТУРЫ	67
Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Янченко В. В., Конопелько Е.А. БИОЛОГИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ МЕДИ	70
Шут В.Н., Лалетин В.М., Романов В.А., Сырцов С.Р., Лобановский Л.С. МНОГОСЛОЙНАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ ФЕРРИТ НИКЕЛЯ ЦИНКА	73
Платов С.И., Амиров Р.Н., Дема Р.Р., Ярославцев А.В. ПРИМЕНЕНИЕ СТАТИСТИЧЕСКИХ ПОДХОДОВ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЛИЧИНЬ ИЗНОСА РАБОЧИХ ВАЛКОВ СТАНОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ	I 76
Платов С.И., Амиров Р.Н., Дема Р.Р., Ярославцев А.В. ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ СМАЗОЧНОГО МАТЕРИЛА В ПРОИЗВОДСТВЕ	81

ЛИСТОВОГО ПРОКАТА	
Марков О.И., Хрипунов Ю.В. ТЕХНОЛОГИЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА ВИСМУТА	83
Лалетин В. М., Поддубная Н. Н. МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ.	86
Maier G.G, Astafurova E.G., Koshovkina V.S., Melnikov E.V., Naydenkin E.V., Odessky P.D., Dobatkin S.V. MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS HOMOGENEITY OF THE LOW-CARBON STEEL Fe-Mo-Nb-V-C PROCESSED BY HIGH-PRESSURE TORSIO	89
Зайцев Д.В., Панфилов П.Е. АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕНТИНА И ЭМАЛИ ЗУБОВ ЧЕЛО- ВЕКА	90
Русинов П.О., Бледнова Ж.М. СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОРМИРОВАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬ- НЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ TiNiTa ПРИ ВЫ- СОКОСКОРОСТНОМ ГАЗОПЛАМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	91
Немцев В.А., Сорокин В.В., Степаненко В.Н., Телущенко Е.А. О ПЕРСПЕКТИВАХ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕРМОПЛАСТКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИА- ЛОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОНТЕЙНЕРОВ ДЛЯ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ АЭС В БЕЛАРУСИ	93
Алсараева К.В., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. УВЕЛИЧЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СИЛУМИНА, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	96
Громов В.Е., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф., Перегудов О.А., Алсараева К.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ГРАДИЕНТЫ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ В РЕЛЬСАХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	99
Сарычев В.Д., Невский С.А., Коновалов С.В., Алсараева К.В., Громов В.Е. ТЕРМОУПРУГАЯ МОДЕЛЬ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ НА МАТЕ- РИАЛ	102
Ярополова Н.Г., Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Бондаренко К.Ю., Комиссарова И.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СУБСТРУКТУРУ ТЕХ- НИЧЕСКИ ЧИСТОЙ МЕДИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ	104
Комиссарова И.А., Косинов Д.А., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА В ТИТАНЕ ВТ1-0	107
Волков А.Е., Черняева Е.В. ВЛИЯНИЕ ТИПА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИС- СИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ ПОСЛЕ РАСТЯЖЕНИЯ И СЖАТИЯ	108
Рубаник В.В., Минченя В.Т., Савченко А.Л., Королев А.Ю. АНАЛИЗ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ ЭНДО- ПРОТЕЗОВ ИЗ НИТИНОЛА ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ	111
Анисович А.Г, Румянцева И.Н.	114

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА В ИССЛЕДОВАНИИ ОБЪЕК- ТОВ БИОЛОГИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ	
Анисович А.Г. О РОЛИ НАПРЯЖЕНИЙ 3-ГО РОДА В ИЗМЕНЕНИИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ	117
Мавлютов А.М., Касаткин И.А., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З., Орлова Т.С. МИКРОСТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6201, НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛА- СТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	120
Пташник А.В., Святышева Е.В., Васильева Е.А., Петров С.Н., Кондратьев С.Ю., Михайлов М.С. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МНОГОФАЗНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ.	123
Красневский Л.Г. АВТОМАТИЧЕСКИЕ ТРАНСМИССИИ КАК СРЕДСТВО ПОВЫШЕНИЯ ЭНЕРГОЭФ- ФЕКТИВНОСТИ СИЛОВЫХ УСТАНОВОК МОБИЛЬНЫХ МАШИН	125
Мисоченко А.А., Столяров В.В. ТЕПЛОВОЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВАХ ПРИ ПРОКАТКЕ С ТОКОМ	129
Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Чеканов С.В., Фесенко В.А., Крымская О.А. СВЕРХУПРУГИЙ СПЛАВ Ті–22%Nb–6%Zr: РЕНТГЕНОВСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕН- НОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ	131
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В., Губанова В.О., Плужников С.Н. ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА ДЕФОРМАЦИЮ АМОРФНЫХ И НАНОКРИ- СТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, ОБУСЛОВЛЕННУЮ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНО- ГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА	135
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛИЧЕСКОГО СПЛАВОВ В ПЕРЕМЕННОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ	138
Фёдоров В.А., Карыев Л.Г., Занина А.П. ПОВЕДЕНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕЩИНЫ СКОЛА В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА НЕЁ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ	141
Федоров В.А., Кузнецов П.М. ОСОБЕННОСТИ ТОПОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИН СПЛАВА Fe–Si И ПЛА- СТИН ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕ- НИЯ	142
Аверкин А.И., Зограф Г.П., Тимашев Р.Б., Малыгин Г.А., Якушев П.Н., Пульнев С.А., Николаев В.И. МОНОКРИСТАЛЛЫ Си–Аl–Ni С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ ВЫСОКОСКО- РОСТНЫХ ПРИВОДОВ.	144
Ермаков С.Ф., Мышкин Н.К., Рыбаков А.А. СМАЗОЧНОЕ ДЕЙСТВИЕ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ ХОЛЕСТЕ- РИНА ПРИ ТРЕНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	147
Мечай А. А., Мисник М. П., Гарабажиу А. А., Пенязьков О. Г., Колпащиков В. Л. ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННОГО АВТОКЛАВНОГО ЯЧЕИ- СТОГО БЕТОНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРТЛАНДЦЕ- МЕНТА	150

Кривогуз Ю.М., Макаренко О.А., Песецкий С.С. ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДНЫХ НАНОНАПОЛНИТЕЛЕЙ НА ПРИВИВКУ ТРАНС- ЭТИЛЕН-1,2-ДИКАРБОНОВОЙ КИСЛОТЫ К ПОЛИОЛЕФИНАМ И СВОЙСТВА ИХ СМЕСЕЙ С ПОЛИАМИДОМ 6	153
Константинов В.М., Галимский А.И., Ковальчук А.В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ КОНСТРУКЦИ- ОННЫХ СТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	156
Константинов В.М., Ковальчук А.В., Галимский А.И. НЕКОТОРЫЕ ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ, РА- БОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ.	159
Никулин С.А., Хаткевич В.М., Рогачев С.О. ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ ФЕРРИТНЫЕ СТАЛИ С ПОВЫ- ШЕННЫМИ ПРОЧНОСТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ	161
Шевченко В.В., Песецкий С.С. ВЛИЯНИЕ УДЛИНИТЕЛЕЙ ЦЕПИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОЛИЭФИРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИБУТЕЛЕНТЕРЕФТАЛАТА	163
Гусев В.М., Буклаков А.Г., Мордынский В.Б., Спектор Н.О. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ	165
Баев А. Р., Майоров А.Л., Асадчая М.В., Коновалов Г.Е. ОСОБЕННОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОГО АМПЛИТУДНО- УГЛОВОГО МЕТОДА КОНТРОЛЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ	167
Баев А. Р., Асадчая М.В., Костюк Д.А., Парадинец В.В., Гиль Н.Н. ВЛИЯНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ НА РАСПРОСТРАНЕНИЕ И ТРАНСФОР- МАЦИЮ УПРУГИХ МОД В МАТЕРИАЛЕ С НИЗКОЙ СКОРОСТЬЮ ЗВУКА	170
Аплеснин С.С., Удод Л.В., Ситников М.Н., Еремин Е.В., Молокеев М.С., Тарасова Л.С., Галяс А.И., Янушкевич К.И. ВЛИЯНИЕ ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА МАГНИТНЫЕ И ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА ПИРОСТАНАТА ВИСМУТА Bi ₂ (Sn _{1-x} Cr _x) ₂ O ₇ (x=0,05; 0,1)	173
Кривченя Д.А., Янушкевич К.И. ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ НА ОСНОВЕ МОНОТЕЛЛУРИДОВ ХРОМА И КОБАЛЬТА. УСЛОВИЯ СИНТЕЗА И КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА.	177
Герасименко С.А. РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, УСАДКА И КОРОБЛЕНИЕ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПЕРЕРАБАТЫВАЕМЫХ ПО ЭКСТРУЗИОННО- ПРЕССОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ	180
Дубровский В. В., Абрамова Т. М., О ВЛИЯНИИ КОРОТКИХ СТЕКЛОВОЛОКОН НА МОЛЕКУЛЯРНУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТА	182
Зеленев В.М., Кустов А.И., Мигель И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТРАНСФОРМАЦИИ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР И ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ С ИС- ПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН.	183
Кустов А.И., Мигель И.А. ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОКРЫТИЙ	186

АМД-МЕТОДАМИ.

АМД-МЕТОДАМИ.	
Кустов А.И., Мигель И.А. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ И ЕЁ ОСОБЕННОСТЕЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРИАЛОВ	189
Игнатенко О.В., Коновалова А.В., Комар В.А., Леончик С.В., Шемпель Н.А., Алексеенок Ю., Фронтасьева М.В., Швецов В.Н., Ene A., Cantaragiu A. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА РОСТОВОЙ СИСТЕМЫ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СИНТЕТИЧЕ- СКИХ АЛМАЗНЫХ ПОРОШКОВ	192
Игнатенко О.В., Коновалова А.В., Азарко И.И., Кузнецов Д.А., Петрашко В.В., Пыск А.В., Паршутич С.Ф., Аниченко Н.Г., Ракицкая Л.И., Аджаев В.Б. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ПАРАМАГНИТНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИНТЕТИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА	195
Шевченок А.А., Ульянова Т.М., Овсеенко Л.В., Кашаед Е.А., Жук Е.В. СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПО- ЗИТОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ С НАНОСТРУКТУРНЫМИ МОДИФИ- КАТОРАМИ	197
Чикова Т.С., Ховатов П.А. ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ОСТАТОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИ- ОННЫХ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ	200
Рубаник В.В. мл., Непомнящая В.В. КОНСТРУКЦИЯ ТЕРМОЗАПОРНОГО КЛАПАНА С ИСПОЛНИТЕЛЬНЫМ ЭЛЕМЕН- ТОМ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА	203
Khovaylo V.V., Golovin I.S., Lyange M.V. Omori T., Kainuma R. GIANT INTERNAL FRICTION IN SUPERELASTIC FeMnAl(Ni) ALLOYS	206
Малашенко В.В., Малашенко Т.И. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ С ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ ПРИ ДИНАМИ- ЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	207
Лунёв А.Г., Баранникова С.А., Бочкарёва А.В., Зуев Л.Б. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА АКУСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	210
Антанович А.А., Зибров И.П., Филоненко В.П. СПЕКАНИЕ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ КЕРАМИЧЕСКИХ СЕРДЕЧНИКОВ ИЗ ОКСИДА ИТТЕРБИЯ ДЛЯ ВЫСОКОДОЗОВОЙ БРАХИТЕРАПИИ	213
Антонович Д.А., Залесский В.Г., Солдатенко П.Н. ПРИМЕНЕНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧНЫХ ПУЧКОВ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ КОМБИНИРОВАННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МАТЕРИАЛЫ	216
Кустов А.И. РАЗРАБОТКА ИННОВАЦИОННЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МА- ТЕРИАЛОВ ДЛЯ АНАЛИЗА КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА	219
Сосновский И.А., Кузнечик О.О., Белявин К.Е.,Курилёнок А.А. ПАРАМЕТРИЧЕСКАЯ СТАБИЛИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ.	222
Якубовская С. В., Корбит А.А., Ходан Е.П. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ АЛМАЗ-	225

Τ

СТЕКЛО И МЕХАНИЗМА КОНТАКТНОГО ВЗАИМОЛЕЙСТВИЯ	
Кукареко В.А., Цыбульская Л.С., Кононов А.Г., Шендюков В.С. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИ ОСАЖДЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ЖЕЛЕЗО–НИКЕЛЬ	227
Ревяко М.М., Касперович О.М., Хрол Е.З., Петрушеня А.Ф. ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСИЛИЯ ОБЖАТИЯ ТРУБ ПОЛИМЕРНЫМИ ТЕРМОУСАЖИВАЕ- МЫМИ МУФТАМИ	230
Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Лапковский А.С. МИКРОТВЕРДОСТЬ В КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ АРМИ- РОВАНИЕМ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ	233
Барахтин Б.К., Барахтина Н.Н. СТРУКТУРА МЕТАЛЛА В ОБЪЕМЕ СОЕДИНЕНИЯ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИ- ЕМ	236
Алваджян Ш.И., Саркисян С.О., Фарманян А.Ж. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ОРТОТРОПНЫХ СЛОИСТЫХ ТОНКИХ БАЛОК	239
Гувалов А.А., Аббасова С.И., Гувалов М.А. УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ С ПРИМЕНЕНИ- ЕМ МОДИФИКАТОРОВ	242
Sosnin K. V., Rajkov C. V., Romanov D.A., Gromov V.E. STRUCTURE AND PROPERTIES OF SURFACE LAYERS OBTAINED DUE TO TITANI- UM SURFACE ALLOYING BY YTTRIUM VIA COMBINED ELECTRON-ION-PLASMA TREATMENT	245
Kapralov E. V., Rajkov C. V., Romanov D.A., Gromov V.E. STRUCTURAL-PHASE STATES AND WEAR RESISTANCE OF SURFACE FORMED ON STEEL BY SURFACING	246
Амиров Р.Х., Катаржис В.А., Тюфтяев А.С., Шавелкина М.Б. ПЛАЗМОСТРУЙНЫЙ СИНТЕЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И НАНОВОЛОКОН И ИХ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ	247
Bashchenko L.P., Gromov V.E., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F. HARDENING OF THE SURFACE LAYERS OF TITANIUM WITH COMBINED TREAT- MENT	250
Абдрахманов С.А., Абдыжапар А., Доталиева Ж.Ж., Кожошов Т.Т. О ДЕФОРМАЦИИ КОНИЧЕСКОЙ ПРУЖИНЫ С ПОСТОЯННЫМ УГЛОМ ПОДЪЕМА, ОБЛАДАЮЩЕЙ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ.	253
Волочко А.Т, Зеленин В.А., Марков Г.В., Нарушко Е.О. ОПТИЧЕСКИ ПРОЗРАЧНЫЕ ЭКРАНЫ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ В ДИАПАЗОНЕ 0,717 ГГЦ	255
Алифанов А.В., Милюкова А.М., Бурносов Н.В., Цуран В.В. РАЗРАБОТКА ИМПОРТОЗАМЕЩАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ, ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ РУБИЛЬНЫХ НОЖЕЙ	259
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Кушнаренко В.М., Клевцова Н.А., Мерсон Е.Д., Ганеев А.В., Караваева М.В., Пигалева И.Н. ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ КОРРОЗИОННО- ГО ПОВРЕЖДЕНИЯ СТАЛИ 10	262

Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ КАРБИДНОЙ ПОДСИСТЕМЫ БЕЙНИТНОЙ СТА- ЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ	265
Romanov D.A., Goncharova E.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E. DEVELOPMENT OF THE PHYSICAL FOUNDATION OF ECOLOGICALLY CLEAN TECHNOLOGIES FOR THE FORMATION OF THE WEAR RESISTANT COMPOSITE COATINGS COMBINING ELECTROEXPLOSIVE SPRAYING AND HIGH INTENSIVE ELECTRON BEAM IRRADIATION	266
Пантелеев К.В., Дубаневич А.В., Жарин А.Л. ЗАРЯДОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЙ НАПРЯЖЕННО- ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛА ПРИ НАГРУЖЕНИИ	267
Пантелеев К.В., Свистун А.И., Жарин А.Л. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В МЕ- ТАЛЛАХ ПО ТОПОЛОГИИ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА	270
Константинов В.М., Гурченко П.С., Булойчик И.А., Ковшик И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ДИФФУЗИ- ОННЫХ СЛОЕВ НА ОСНОВЕ ЦИНКА.	273
Андронов И.Н., Богданов Н.П. ВЛИЯНИЕ ТИПА МАТЕРИАЛА НА ХАРАКТЕР ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ОСЕВОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	275
Веремейчик А.И., Гарбачевский В.В., Сазонов М.И., Хвисевич В.М. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ, НАПРЯЖЕНИЙ И ПЕРЕМЕЩЕНИЙ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ УПРОЧНЕНИИ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРОБИВНОГО ИНСТРУМЕНТА И ПРИНУДИТЕЛЬНОМ ТЕПЛООТ- ВОДЕ	279
Кожушко В.В., Сергиенко В.П., Митюрич Г.С., Мышковец В.Н. ДИАГНОСТИКА МЕТАЛЛОВ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМИ ИМПУЛЬСАМИ	282
Марукович Е.И., Ушеренко Ю.С., Ушеренко С.М., Шарифзянов В.Г. ПРОЦЕСС ПРОШИВКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМИ ПОТО- КАМИ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ	285
Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А., Сосновский И.А. РАЗРАБОТКА МЕТОДА ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ПОВЫШЕННОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНО- РАЗМЕРНЫХ КОМПОНЕНТОВ	288
Вьюненко Ю.Н. ДЕФОРМАЦИОННО–СИЛОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ, РАБОТАЮЩИХ НА ЭФФЕКТЕ ПАМЯТИ ФОРМЫ	291
Волков А.Е, Михайлова С.В. РАСЧЕТ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ПРО- СТОМ И СЛОЖНОМ НАГРУЖЕНИИ ПОСРЕДСТВОМ МАКРОСКОПИЧЕСКОЙ МО- ДЕЛИ	294
Джежора А.А., Рубаник В.В МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОЕМКОСТНЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ, ЗАПОЛНЕН- НЫХ АНИЗОТРОПНЫМ МАТЕРИАЛОМ	296

Рубаник В.В., Денисенко В.Л., Рубаник мл. В.В., Легкоступов С.А., Бухтаревич С.П., Дородейко В.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГО-СИЛОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОЛОРЕКТАЛЬНОГО ТiNi СТЕНТА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	298
Башметов В.С., Пронько Е.В., Рубаник В.В., Минченя В.Т., Рубаник В.В. мл. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТРУБЧАТЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ ТКАНИ ДЛЯ ПРОТЕЗОВ КРОВЕНОСНЫХ СОСУДОВ	302
Bliznyuk L.A., Petrochenko T.P., Klimza A.A., Basov N.A., Rubanik V.V., Shilin A.D., Shilina M.V. PHASE COMPOSITION OF CERAMICS OBTAINED BY APPLYING ULTRASONIC VI- BRATIONS	305
Близнюк Л.А., Петроченко Т.П., Каско В.И., Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл., Шилина М.В. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КЕРАМИКИ ВаАl ₂ Si ₂ O ₈ .	308
Шашура Л.И., Кравцевич А.В., Ровба И.А., Свириденок А.И. ВЛИЯНИЕ НАНОМОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАТИВНОСТЬ ПОЛИМЕРНЫХ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	311
Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл. МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕУПРУГИХ ПРОЦЕССОВ В ПЛАСТИНЕ ИЗ НИТИНОЛА ПРИ ИЗГИБЕ, СНЯТИИ НАГРУЗКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ НАГРЕВЕ	314
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Легкоступов С.А., Журавлёв А.Ю., Дородейко В.Г., Милюкина С.Н. ДИЛАТАТОР ЦЕРВИКАЛЬНОГО КАНАЛА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	317
Клубович В.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Шадурский А.В., Милюкина С.Н. ДИНАМИКА УЛЬТРАЗВУКОВОГО НАГРЕВА ТІNІ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПА- МЯТИ ФОРМЫ	320
Клубович В.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. (мл), Шадурский А.В. ПРОЦЕССЫ ТЕПЛОПЕРЕНОСА В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ И ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОМ НАГРЕВЕ	323
Рубаник В.В.,Луцко В.Ф.,Шурмелевич Д.Д. ,Попова О.С. ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОПРЕССОВКИ КРАЯ ОБУВНОЙ РЕЗИНКИ	325
Шилин А.Д., Шилина М.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ БАРИЙ - ЦИРКОНАТ - ТИТАНАТ СВИНЦА, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ МЕХАНОАКТИВИРОВАН- НЫХ ПОРОШКОВ	327
Еремеев А.С., Багрец Д.А., Янусов В.А., Шухно Н.Л. ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АБРАЗИВНОГО ШНУРА	328
Батаронов И.Л., Дежин В.В. О ДИНАМИЧЕСКОМ ТОРМОЖЕНИИ ИЗГИБНЫХ КОРОТКОВОЛНОВЫХ КОЛЕБА- НИЙ ДИСЛОКАЦИЙ	329
Именной указатель	330
Содержание	337

Научное издание

Международный симпозиум

«Перспективные материалы и технологии»

Сборник материалов

27 –29 мая 2015 года Витебск, Беларусь

Все работы публикуются в авторской редакции.

Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е.В.